

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

**Главный редактор
Б. Е. Патон**

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,
И. В. Кривцун,
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
Ю. Н. Ланкин,
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
О. К. Назаренко, В. Д. Позняков,
И. К. Походня, И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко
(в редакционную коллегию
входят ученые ИЭС им. Е. О. Патона)

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ**

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
Ариэльский ун-т, Израиль
В. И. Лысак
Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ
У. Райсген
Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия
Б. Е. Патон
ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина
Я. Пилярчик
Ин-т сварки, Гливице, Польша
О. И. Стеклов
РНТСО, Москва, РФ
Г. А. Туричин
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ
В. Г. Фартушный
Общество сварщиков Украины, Киев

Учредители

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

Издается ежемесячно

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

Редакторы

Т. В. Юштина, И. Ф. Соколова
Электронная верстка
И. Р. Наумова, А. И. Сулима, Д. И. Середа

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 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.

VIII Международная конференция
СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ
Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
16–18 июня 2014 г.



- Процессы дуговой сварки.
Металлургия. Рынки
- Материалы для механизированных
способов сварки
- Материалы для ручной дуговой сварки
- Технологии, оборудование и контроль
в производстве материалов

Организаторы:

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Ассоциация «Электрод»
Международная ассоциация «Сварка»
Общество сварщиков Украины
Российское научно-техническое сварочное общество



СОДЕРЖАНИЕ

ПРОЦЕССЫ ДУГОВОЙ СВАРКИ. МЕТАЛЛУРГИЯ. РЫНКИ

Стеклов О. И., Антонов А. А., Севостьянов С. П. Обеспечение целостности сварных конструкций и сооружений при их длительной эксплуатации с применением реновационных технологий.....	7
Ющенко К. А., Савченко В. С., Червяков Н. О., Звягинцева А. В., Монько Г. Г., Пестов В. А. Исследование склонности к образованию трещин аустенитного материала с использованием методики PVR-test.....	13
Патон Б. Е., Римский С. Т., Галинич В. И. Применение защитных газов в сварочном производстве (Обзор)	17
Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н., Гайворонский А. А., Алексеенко Т. А. Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композиционных материалов.....	25
Дмитрик В. В., Барташ С. Н. Особенности деградации металла сварных соединений паропроводов ТЭС	32
Пальцевич А. П., Синюк В. С., Игнатенко А. В. Взаимодействие водорода с деформированным металлом	34
Маркашова Л. И., Кушнарёва О. С., Алексеенко И. И. Влияние скандийсодержащей проволоки на структуру и свойства соединений алюминий-литиевых сплавов, выполненных аргонодуговой сваркой	38
Кононенко В. Я. Подводная сварка и резка в странах СНГ	43
Мазур А. А., Пустовойт С. В., Петрук В. С., Бровченко Н. С. Рынок сварочных материалов Украины	49

МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ МЕХАНИЗИРОВАННЫХ СПОСОБОВ СВАРКИ

Шлепаков В. Н. Физико-металлургические и сварочно-технологические свойства газозащитных порошковых проволок для сварки конструкционных сталей	56
Розерт Р. Применение порошковых проволок для сварки в промышленных условиях	60
Головко В. В., Степанюк С. Н., Ермоленко Д. Ю. Роль сварочного флюса в формировании металла шва при дуговой сварке низколегированных высокопрочных сталей	65
Жудра А. П. Наплавочные материалы на основе карбидов вольфрама	69
Ворончук А. П. Порошковые ленты для износостойкой наплавки	75
Максимов С. Ю., Мачуляк В. В., Шеремета А. В., Гончаренко Е. И. Исследование влияния микролегирования титаном и бором металла шва на его механические свойства при сварке под водой	79
Илюшенко В. М., Аношин В. А., Майданчук Т. Б., Лукьянченко Е. П. Эффективность применения новых сварочных материалов при сварке и наплавке меди и ее сплавов (Обзор)	83
Лившиц И. М. Оценка пригодности сварочной проволоки типа Св-10ГН1МА производства фирмы ЭСАБ для изготовления оборудования АЭС	87
Стреленко Н. М., Жданов Л. А., Гончаров И. А. Флюс для электродуговой наплавки, обеспечивающий высокотемпературную отделимость шлакового покрытия	90
Залевский А. В., Галинич В. И., Гончаров И. А., Осипов Н. Я., Нетьяга В. И., Кириченко О. П. Новые возможности старейшего предприятия по производству сварочных флюсов	96

VIII Международная конференция «Сварочные материалы»

Кондратьев И. А., Рябцев И. А. Порошковые проволоки для наплавки стальных валков горячей прокатки	99
Кусков Ю. М. Дискретные присадочные материалы для наплавки в токоподводящем кристаллизаторе	101
Турык Э. В. Дефекты изготовления сварочных материалов, влияющие на качество сварных соединений	107
Соломка Е. А., Лобанов А. И., Орлов Л. Н., Голякевич А. А., Хилько А. В. Восстановительная и упрочняющая наплавка деталей штампового оборудования	111
Елагин В. П. Выбор защитного газа для механизированной дуговой сварки разнородных сталей	114
Ющенко К. А., Яровицын А. В. Влияние содержания активных газов и сплошности дисперсной присадки на процесс формирования валика при микроплазменной порошковой наплавке никелевых жаропрочных сплавов	119
Роянов В. А., Бобиков В. И. Применение пульсирующей распыляющей струи при электродуговой металлзации	128
Переpletчиков Е. Ф. Разработка высокованадиевого сплава для плазменно-порошковой наплавки ножей для резки неметаллических материалов	132
Костин А. М., Бутенко А. Ю., Квасницкий В. В. Материалы для упрочнения лопаток газовых турбин	136

МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ РУЧНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ

Ющенко К. А., Булат А. В., Каховский Н. Ю., Самойленко В. И., Максимов С. Ю., Григоренко С. Г. Исследование химического состава и структуры металла швов типа Х20Н9Г2Б, полученных при мокрой подводной сварке	139
Захаров Л. С., Гаврик А. Р., Липодаев В. Н. Электроды для сварки разнородных мартенситных хромистых и аустенитных хромоникелевых сталей	143
Ющенко К. А., Каховский Ю. Н., Булат А. В., Морозова Р. И., Звягинцева А. В., Самойленко В. И., Олейник Ю. В. Исследование переходной зоны соединения низкоуглеродистой стали с высоколегированным Cr–Ni наплавленным металлом	147
Власов А. Ф., Макаренко Н. А., Куций А. М. Нагрев и плавление электродов с экзотермической смесью в покрытии	151
Левченко О. Г., Малахов А. Т., Арламов А. Ю. Ультрафиолетовое излучение при ручной дуговой сварке покрытыми электродами	155
Губеня И. П., Явдошин И. Р., Степанюк С. Н., Демецкая А. В. К вопросу дисперсности и морфологии частиц в сварочных аэрозолях	159
Проценко Н. А. Состояние нормативной базы, сертификации и аттестации сварочных материалов в Украине	163

ТЕХНОЛОГИИ, ОБОРУДОВАНИЕ И КОНТРОЛЬ В ПРОИЗВОДСТВЕ МАТЕРИАЛОВ

Марченко А. Е. Влияние зернового состава шихты на реологические характеристики и структуру напорного потока обмазочных масс для низководородных электродов	167
Майданчук Т. Б., Скорина Н. В. Улучшение технологичности изготовления и сварочных свойств электродов для сварки и наплавки оловянных бронз	176
Марченко А. Е. Разнотолщинность электродных покрытий как следствие эластической турбулентности обмазочных масс в состоянии неизотермического напорного потока	182
Палиевская Е. А., Сидлин З. А. Состояние сырьевой базы электродного производства ...	195
Гнатенко М. Ф., Ворошило В. С., Сучок А. Д. Направления совершенствования оборудования и технологии производства электродов	199

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief
B. E. Paton

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

INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL

N.P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A.S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

Ariel University, Israel

V.I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

B.E. Paton

PWI, Kyiv, Ukraine

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

V.G. Fartushnyi

Welding Society of Ukraine, Kyiv

Founders

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

Published monthly

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

Editors

T. V. Yushkina, I. F. Sokolova
Electron galley

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

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001
ISSN 0005-111X

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

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

VIII International Conference

WELDING CONSUMABLES

The E. O. Paton Electric Welding Institute
of the NAS Ukraine

16–18 June, 2014, Kyiv, Ukraine



- Processes of arc welding. Metallurgy. Markets
- Consumables for mechanized methods of welding
- Consumables for manual arc welding
- Technologies, equipment and control in consumables production

Organizers:

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



CONTENTS

PROCESSES OF ARC WELDING. METALLURGY. MARKETS

Steklov O. I., Antonov A. A., Sevostyanov S. P. Providing of integrity of welded structures and constructions at their long-term operation using renovation technologies	7
Yushchenko K.A., Savchenko V. S., Chervyakov N. O., Zvyagintseva A. V., Monko G. G., Pestov V. A. Investigation of crack formation susceptibility of austenite material using PVR-test procedure	13
Paton B. E., Rimsky S. T., Galinich V. I. Application of shielding gases in welding production (Review).....	17
Markashova L. I., Poznyakov V. D., Berdnikova E. N., Gayvoronsky A. A., Alekseenko T. A. Effect of structural factors on mechanical properties and crack resistance of welded joints of metals, alloys and composite materials	25
Dmitric V. V., Bartash S. N. Peculiarities of degradation of metal of welded joints in stem pipelines of heating and power station	32
Paltsevich A. P., Sinyuk V. S., Ignatenko A. V. Interaction of hydrogen with wrought metal.....	34
Markashova L. I., Kushnareva O. S., Alekseenko I. I. Effect of scandium-bearing wire on structure and properties of joints from aluminum-lithium alloys produced by argon-arc welding	38
Kononenko V.Ya. Underwater welding and cutting in CIS.	43
Mazur A. A., Pystovoit S. V., Petruk V. S., Brovchenko N. S. Ukrainian market of welding consumables.....	49

CONSUMABLES FOR MECHANIZED METHODS OF WELDING

Shlepakov V. N. Physical-metallurgical and welding-technological properties of gas-shielded flux-cored wires in welding of structural steels.....	56
Rosert R. Application of flux-cored wires for welding under industrial conditions	60
Golovko V. V., Stepanyuk S. N., Ermolenko D. Yu. Role of welding flux in formation of weld metal in arc welding of low-alloy and high-strength steels	65
Zhudra A. P. Surfacing consumables based on tungsten carbide	69
Voronchuk A. P. Flux-cored strips for wear-resistant hardfacing	75
Maksimov S. Yu., Machulyak V. V., Sheremeta A. V., Goncharenko E. I. Effect of titanium and boron microalloying of weld metal on its mechanical properties in underwater welding	79
Ilyushenko V. M., Anoshin V. A., Maydanchuk T. B., Lukyanchenko E. P. Efficiency of application of new welding consumables for welding and surfacing of copper (Review)	83
Livshits I. M. Estimation of possibility of application of Sv-10GN1MA type flux-cored wire of ESAB company production in manufacture of equipment for nuclear power stations.....	87
Strelenko N. M., Zhdanov L. A., Goncharov I. A. Flux for electric-arc surfacing providing high-temperature separation of slag cover	90
Zalevskiy A. V., Galinich V. I., Goncharov I. A., Osipov N. Ya., Netyaga V. I., Kirichenko O. P. New capabilities of the most old enterprise on welding consumables production.....	96
Kondratiev I. A., Ryabtsev I. A. Flux-cored wires for surfacing of steel rollers for hot rolling	99
Kuskov Yu. M. Discrete fillers for surfacing in current-carrying crystallizer.....	101
Turyk E. Defects of welding consumables production effecting welded joint quality	107

VIII International Conference «Welding consumables»

Solomka E. A., Lobanov A. I., Orlov L. N., Golyakevich A. A., Khilko A. V. Repair surfacing and hardfacing of parts of stamping equipment.....	111
Elagin V. P. Selection of shielding gas for mechanized arc welding of dissimilar steels.....	114
Yushchenko K. A., Yarovitsyn A. V. Effect of active gases and integrity of disperse filler on processes of bead formation in microplasma flux-cored surfacing of heat-resistant nickel alloys	119
Royanov V. A., Bobikov V. I. Application of pulsed spraying jet in electric-arc metallizing.....	128
Perepletchikov E. F. Development of high-vanadium alloy for plasma-power surfacing of knives for cutting of non-metallic materials	132
Kostin A. M., Butenko A. Yu., Kvasnitskii V. V. Consumables for gas turbine blade hardening.....	136

CONSUMABLES FOR MANUAL ARC WELDING

Yushchenko K. A., Bulat A. V., Kakhovsky N. Yu., Samoylenko V. I., Maksimov S. Yu., Grigorenko S. G. Study of chemical composition and structure of weld metal of Kh20N9G2B type produced by wet underwater welding	139
Zakharov L. S., Gavrik A. R., Lipodaev V. N. Electrodes for welding of dissimilar martensite-chromium and austenite chromium-nickel steel.....	143
Yushchenko K. A., Kakhovsky Yu. N., Bulat A. V., Morozova R. I., Zvyagintseva A. V., Samoylenko V. I., Oleynik Yu. V. Investigation of transition zone of joint of low-alloy steel with high-alloy Cr–Ni deposited metal	147
Vlasov A. F., Makarenko N. A., Kushchiiy A. M. Heating and melting of the electrodes with exothermal mixture in the coating	151
Levchenko O. G., Malakhov A. T., Arlamov A. Yu. Ultraviolet irradiation in manual arc welding using coated electrodes	155
Gubenya I. P., Yavdoshchin I. R., Stepanuyuk S. N., Demetskaya A. V. On the issue of dispersion and morphology of particles in welding fumes	159
Protsenko N. A. Condition of normative base, certification and attestation of welding consumables in Ukraine	163

TECHNOLOGIES, EQUIPMENT AND CONTROL IN CONSUMABLES PRODUCTION

Marchenko A. E. Effect of grain composition of charge on rheological properties and structure of pressure flow of electrode compounds for manufacture of low-hydrogen electrodes	167
Maydanchuk T. B., Skoryna N. V. Improvement of manufacturability of production and welding properties of electrodes for welding and surfacing of tin bronze	176
Marchenko A. E. Thickness variation of electrode coating as a consequence of elastic turbulence of electrode compounds in condition of non-isometric flow	182
Palievskaya E. A., Sidlin Z. A. Condition of source of raw material base for electrode production.....	195
Gnatenko M. F., Voroshylo V. S., Suchok A. D. Trends of improvement of equipment and technology of electrode production.....	199

УДК 621.791.019:620.192.7

ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЦЕЛОСТНОСТИ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ И СООРУЖЕНИЙ ПРИ ИХ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ С ПРИМЕНЕНИЕМ РЕНОВАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

О. И. СТЕКЛОВ¹, А. А. АНТОНОВ¹, С. П. СЕВОСТЬЯНОВ²

¹Рос. гос. ун-т нефти и газа им. И. М. Губкина. РФ. 119991, г. Москва, Ленинский просп., д. 65, E-mail: svarka@gubkin.ru

²ООО «Газпром ВНИИГАЗ». РФ. 115583, г. Москва, а/я 130. E-mail: VNIIGaz@vniigaz.gazprom.ru

Магистральные трубопроводы в Российской Федерации эксплуатируются в течение продолжительного срока. Интенсивность отказов на них из-за возникновения различных коррозионных и стресс-коррозионных дефектов возросла. Применение сварочных технологий ремонта позволяет значительно снизить опасность нарушения целостности трубопровода. Однако применение сварочных технологий при ремонте длительно эксплуатируемых трубопроводов требует учета дополнительных факторов, с которыми не сталкиваются при работе на новых трубопроводах. Это и дополнительные исследования на свариваемость, и определенные требования к сварочным материалам, и учет напряженного состояния, возникающего в результате применения реновационных сварочных технологий. Библиогр. 9, рис. 8.

Ключевые слова: магистральный трубопровод, технологии ремонта, свариваемость, коррозия, коррозионное растрескивание под напряжением, требования к сварочным материалам, остаточные напряжения, ультразвуковая ударная обработка

Большая часть сварных конструкций и сооружений, составляющих половину металлофонда страны, построенных в доперестроечный период, находится в стадии старения и интенсификации отказов в связи с накоплением повреждаемости, которая обусловлена деградационными процессами в металле, усталостью, ползучестью, коррозией.

Средний возраст нефтегазопроводов превышает 30 лет, более 70 % резервуарного парка выработало свой плановый ресурс. В сложном состоянии находятся мосты, путепроводы и другие объекты. Значительная часть сооружений жилищно-коммунального хозяйства требует реконструкции. Поэтому одной из значимых задач сварочного производства, наряду с реализацией новых проектов, является поддержание с использованием реновационных сварочных и родственных технологий, целостности сварных конструкций после длительной эксплуатации для предотвращения техногенных и экологических катастроф. Решение этой задачи рассмотрено на примере магистральных нефтегазопроводов.

Характерная закономерность интенсивности отказов на примере анализа технического состояния всей системы магистральных нефтепроводов, проведенного в 1990-х годах [1], представлена на рис. 1. Для удельного показателя интенсивности отказов λ (1/тыс. км·год) в зависимости от сроков эксплуатации τ магистральных трубопроводов характерны три периода (I–III):

– приработка, период ранних отказов при уменьшающейся интенсивности, когда выявляют-

ся недостатки проектирования, строительства и сварочно-монтажных работ;

– нормальная работа с отказами преимущественно случайного характера;

– возрастание интенсивности отказов в связи с деградационными процессами в металле, защитных покрытиях, коррозией.

Подобная ситуация характерна и для магистральных газопроводов, а также других объектов нефтегазового комплекса [2]. В связи с отмеченными проблемами в настоящее время чрезвычайно остро стоит проблема мониторинга и оценки прогнозируемого ресурса сооружений для определения допустимых сроков эксплуатации, планирования, ремонта и реконструкции, прогнозирования, оценки техногенного и экономического риска. Основой мониторинга является техническое диагностирование «по состоянию».

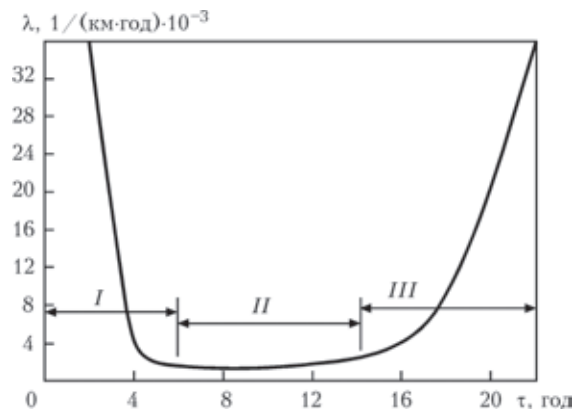


Рис. 1. Зависимость удельного показателя интенсивности отказов от сроков эксплуатации магистральных нефтепроводов (I–III – см. в тексте)

© О. И. Стеклов, А. А. Антонов, С. П. Севостьянов, 2014

Для различных объектов разрабатываются собственные системы мониторинга, учитывающие особенности конструкции и условия эксплуатации.

Для газонефтепроводных систем перспективной является комплексная трехуровневая система мониторинга [3], включающая:

- геотехническую диагностику по материалам аэрокосмического мониторинга;
- внутритрубную диагностику;
- наземную инструментальную приборную диагностику, прежде всего, потенциально опасных участков трубопроводов, выявленных по данным внутритрубной и геотехнической диагностики.

Такой комплексный подход при оценке технического состояния газонефтепроводов позволил повысить эффективность планирования диагностических и ремонтных работ, а также надежность всей газотранспортной системы и в несколько раз снизить аварийность [4].

Благодаря совершенствованию методов диагностики и оценке состояния трубопроводов с помощью внутритрубной дефектоскопии обнаруживается наличие на наружной поверхности трубопроводов большого количества дефектов коррозионного и коррозионно-механического происхождения.

Наиболее опасным видом дефектов являются стресс-коррозионные трещины, т. е. дефекты коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) или их скопления (в виде «поля трещин»), которые преимущественно имеют продольную ориентацию и располагаются как по основному металлу, так и в зоне заводских продольных швов. До 70 % аварийных отказов магистральных газопроводов связаны с этим видом дефектов.

Существующие нормативные материалы регламентируют размеры допустимых дефектов, определяя их браковочный уровень. При этом трещины КРН, глубина которых выходит за пределы минусового допуска толщины стенки трубы, квалифицировались как недопустимые дефекты, подлежащие обязательному удалению (вырезке дефектного участка трубы). Альтернативой может быть расчет безопасного давления, при котором трубопровод с дефектами в состоянии выполнять свои функции без разрушения, но с потерей производительности по перекачке продукта. Следует отметить, что в этой ситуации эксплуатационные организации сталкиваются с несколькими проблемами.

Первая — выявление фактического технического состояния до перевода объекта в статус капитального ремонта, с полной или частичной заменой дефектных элементов, участков, труб и пр. На этом этапе еще отсутствует как проект, так и большинство видов ресурсов для выполнения

ремонтных работ. Этот этап характерен тем, что объект еще не может быть выведен в капитальный ремонт, но при этом получена оперативная информация о его техническом состоянии. Как правило, этот период сопряжен с окончанием внутритрубного обследования трубопровода и получением сначала предварительного (экспресс), а затем и окончательного отчета по состоянию дефектности труб.

Вторая проблема в развитии описанной ситуации эксплуатируемого объекта состоит в том, что при получении информации о дефектах, препятствующих нормальной (без снижения давления) эксплуатации трубопровода, ремонтные работы по замене дефектного участка не могут быть выполнены из-за невозможности доставки к месту работ тяжелой строительной техники. По месту расположения в основном это относится к трубопроводам на участках болот, пойменных участках, переходов через водные преграды. По времени совпадает с весенне-летним периодом и осенью, до промерзания болот и становления вдольтрассовых зимних проездов. Таким образом, от начала сезонных оттаиваний болот весь летний период эксплуатации до осенне-зимнего промерзания болот и наведения ледовых переправ, эксплуатационные организации ограничены в оперативности устранения дефектов, препятствующих их нормальной эксплуатации.

Первая проблема может быть частично решена путем устранения дефектов до вывода в капитальный ремонт за счет привлечения эксплуатационных ресурсов и выполнения аварийно-восстановительного ремонта. Вторая же сопряжена с непреодолимым препятствием — условиями, при которых такие недопустимые дефекты, как трещины КРН, не могут быть устранены широко распространенными известными технологиями. Тем более, что в большинстве нормативных документов подобные дефекты являются неремонтопригодными и устраняются единственным способом — вырезкой дефектного участка и установкой, сваркой новой трубы.

Особую роль в этих условиях для эксплуатационных организаций играют специальные технологии ремонта, которые без вырезки дефектного участка, а значит без привлечения большого комплекса тяжелой строительной техники, позволяют выполнить ремонт, восстанавливающий работоспособность трубопровода. Классификация этих технологий приведена на рис. 2. К таким технологиями относится применение усиливающих элементов (муфт) (рис. 3) и ремонтная сварка (наплавка) всех видов дефектов, включая такие опасные дефекты, как дефекты КРН [5].

Применение технологий ремонта дефектов сваркой (наплавкой) при получении информации о



Рис. 2. Технологии сварки при ремонте газопроводов, находящихся в эксплуатации

недопустимом опасном дефекте, препятствующем нормальной эксплуатации, позволит оперативно эксплуатирующим организациям обеспечить его устранение ремонтными работами, в том числе и в труднодоступных заболоченных участках. Еще

одно преимущество, которое дают такие технологии, — это возможность восстановления трубы без ее замены.

При использовании ремонтных сварочных (наплавочных) технологий для конструкций после

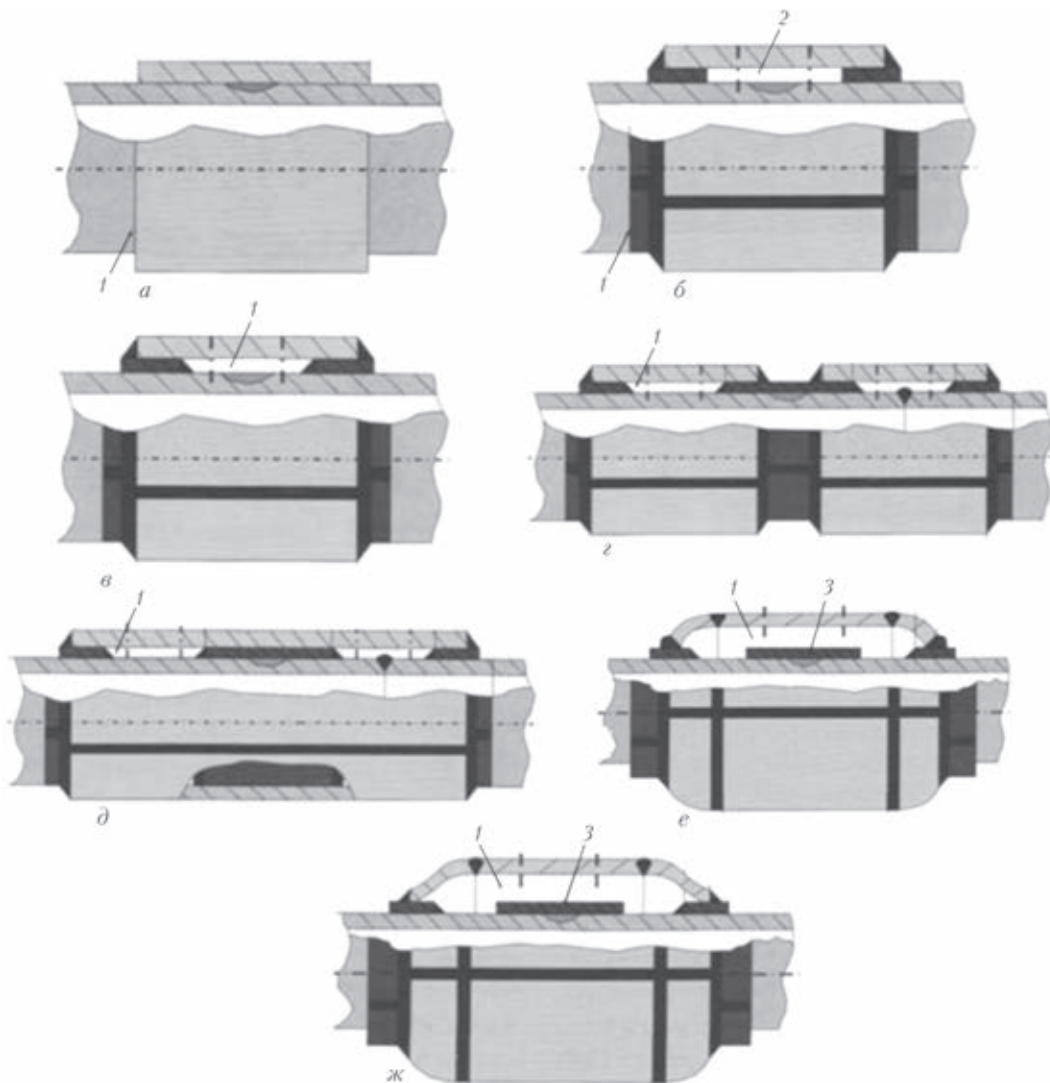


Рис. 3. Схемы ремонта сварными муфтами дефектов труб и сварных швов участков линейной части магистральных газопроводов: а, б — негерметичные усиливающие муфты; в-ж — герметичные усиливающие муфты и муфтовые узлы; 1 — уплотнитель; 2 — композит; 3 — временная муфта

длительной эксплуатации возникает ряд ключевых вопросов: оценка свариваемости материала после длительной эксплуатации; обоснованный выбор сварочных (присадочных) материалов; оптимизация технологического процесса сварки (наплавки); обоснование применения дополнительных послесварочных родственных технологий.

Резюмируя можно отметить следующее.

В процессе длительной эксплуатации оборудования в связи с деградиационными процессами в металле вследствие деформационного старения, насыщения активными реагентами природных и техногенных сред возможно существенное снижение свариваемости ремонтируемого металла, что требует анализа с учетом условий и длительности эксплуатации. Особенно важна оценка свариваемости материала в условиях эксплуатации при воздействии водородовыделяющих и водородопroduцирующих сред и для конструкций, работающих при повышенных температурах в условиях ползучести. К сожалению, системных исследований этой проблемы до настоящего времени не проводилось.

Выбор присадочных материалов с учетом воздействия активных сред должен обеспечить заданные прочностные характеристики наплавляемого

металла и его «катодность» по отношению к основному металлу.

Исходя из конструктивной прочности объекта и учета хорошей свариваемости прочностные характеристики целесообразно обеспечивать из условия $\sigma_B^c, \sigma_T^c \leq \sigma_B^M, \sigma_T^M$, где индексы «с» и «М» — соответственно сварное соединение и основной металл.

Для обеспечения сопротивляемости электрохимической коррозии должно выполняться условие: $\varphi^c \geq \varphi^M$, где φ^c, φ^M — соответственно электродные потенциалы сварного (наплавленного) и основного металла.

С учетом изложенных выше принципов определяется технология ремонтно-восстановительных работ, в том числе без стравливания углеродородов [6].

Из общей классификации технологий сварки при ремонте газопроводов (см. рис. 2) выделим только первую группу — сварку (наплавку) наружных несквозных дефектов труб, включая дефекты КРН продукта. Критериями применения этого вида ремонта являются:

– обеспечение температурно-пластической устойчивости расплавляемого и нагреваемого металла в зоне воздействия источника нагрева (дуга,

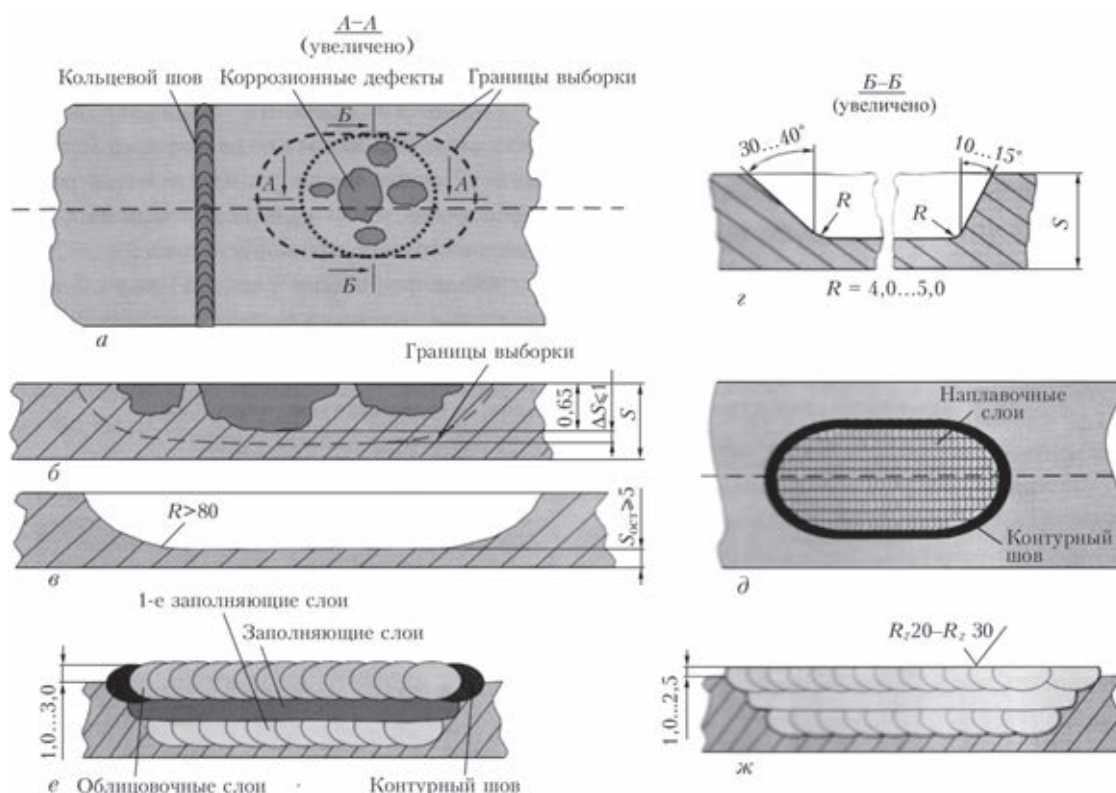


Рис. 4. Последовательность технологических операций ремонта сваркой (наплавкой) несквозных наружных дефектов металла труб: а — внешний вид трубы с дефектным участком; б — поперечный разрез трубы по линии А-А соответственно с дефектным участком; в — поперечный разрез трубы по линии А-А после выборки дефектного слоя механическим способом; г — поперечный разрез трубы по линии Б-Б после выборки дефектного слоя механическим способом; д — внешний вид трубы после ремонта; е — поперечный разрез трубы по линии А-А после ремонта; ж — поперечный разрез трубы по линии Б-Б после зачистки облицовочного слоя механическим способом

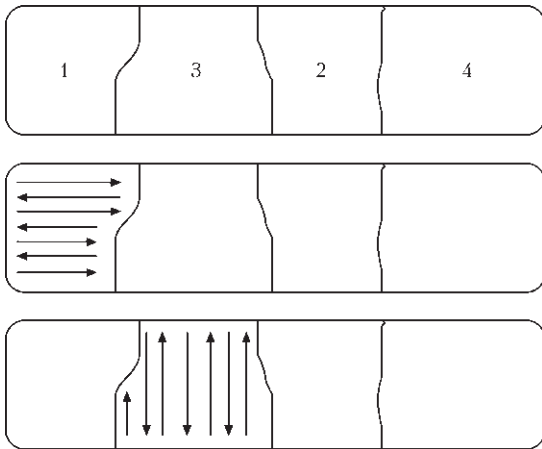


Рис. 5. Разбивка протяженной области ремонта на отдельные зоны и последовательность заполнения их наплавленным металлом с помощью сварочных технологий

плазма), исходя из условий «непрожога» и сохранения прочности в локализованной зоне нагрева;

- допустимая деформируемость тела трубы в зоне сварки (наплавки) под действием собственного напряженно-деформируемого состояния при термодформационном цикле сварки, исходя из условия прочности трубопровода с дефектами геометрии;

- допустимый уровень собственных остаточных сварочных напряжений в зоне наплавки.

Для газопроводов допустимое значение остаточных сварочных напряжений в зоне наплавки определяется из условия предотвращения КРН, возникающего при суммарных рабочих σ_p и остаточных $\sigma_{ост}$ выше пороговых (критических) $\sigma_{пор} \times \sigma_p + \sigma_{ост} \leq \sigma_{пор}$. Отсюда

$$\sigma_{ост} \leq \sigma_{пор} - \sigma_p$$

С учетом коэффициентов запаса $\sigma_p \approx 0,5 \sigma_r$ а значение $\sigma_{пор}$ на основе обобщения статистики аварийности составляет примерно $0,76 \sigma_T$ [7]. Допустимое значение $\sigma_{ост} \leq 0,2 \dots 0,3 \sigma_T$.

Важнейшим условием технологии является сварка с регулируемым термическим циклом, с минимальным допустимым для стабильности процесса тепловложением и силой тока:

$$q/V \rightarrow \min, I_{св} \rightarrow \min.$$

Практически для ручной дуговой сварки плавающим электродом это соответствует следующим режимам: для электродов диаметром 2,6...3,2 мм — сила сварочного тока 90...120 А, а для механизированной сварки в защитных газах сплошной проволокой диаметром не более 1,2 мм или самозащитной проволокой диаметром не более 1,7 мм. Схемы технологий ремонта представлены на рис. 4.

При заварке протяженных дефектов для уменьшения деформирования тела трубы, вызываемого термодформационным циклом сварки, необходима разбивка зоны наплавки на меньшие участки с

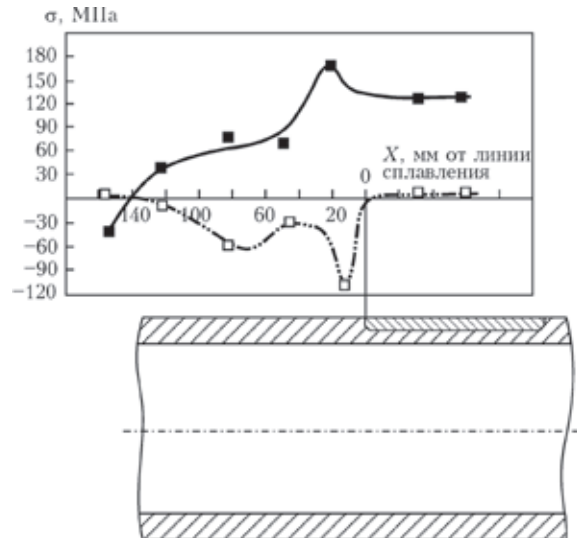


Рис. 6. Характерная эпюра распределения остаточных напряжений в осевом направлении после ремонтной наплавки

обратно-последовательным направлением сварки (наплавки) (рис. 5).

Для определения уровня и распределения $\sigma_{ост}$ в зоне наплавки разработана методика и портативная аппаратура. Методика основана на применении на первом этапе неразрушающих методов экспресс-диагностики напряженно-деформированных сил (например, оборудования, основанного на методе шумов Баркгаузена), позволяющих выделить области исследуемого участка с максимальными значениями остаточных напряжений. Уточнение значения остаточных напряжений в обнаруженных областях производится с помощью метода засверливания несквозного отверстия с регистрацией перемещений с помощью спекл-интерферометра в соответствии с ГОСТ Р 52891–2007. Комплексное применение нескольких принципиально отличающихся по принципу действия методов позволяет повысить достоверность конечного результата. В ходе исследований обнаружено, что поля остаточных напряжений после ремонтной наплавки имеют характерную картину распределения в осевом и кольцевом направлениях, не зависящую от технологии наплавки [8] (рис. 6, 7).

Таким образом, после любой ремонтной наплавки на магистральной трубе возникает поле остаточных напряжений, показанное на рис. 8.

Для выполнения заданных условий разработаны рекомендации по технологии послесварочной обработки зоны наплавки. Принципиальным является локализованное снижение остаточных сварочных напряжений в зоне их максимальных значений. Применение классических термических методов снижения уровня остаточных напряжений не всегда применимо, что связано как со сложностью организации нагрева только в ло-

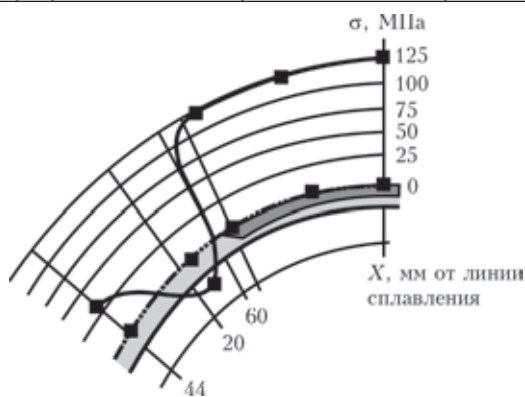


Рис. 7. Характерная эпюра распределения остаточных напряжений в кольцевом направлении после ремонтной наплавки: сплошная кривая — продольные напряжения; штриховая — кольцевые



Рис. 8. Характерное поле остаточных напряжений после наплавки на трубе

кальной области наплавки, так и с неэкономичностью такого способа.

В рекомендациях по послесварочной обработке значительное место занимают технологии локального воздействия на отдельные зоны в области наплавки, имеющие пиковые значения растягивающих остаточных напряжений. Снижение таких пиковых значений влечет за собой общее перераспределение полей остаточных напряжений из-за их взаимной уравновешенности. Перспективным является снижение пиковых значений, обеспечивающих общее благоприятное перераспределение остаточных напряжений, методом ударной ультразвуковой обработки [9].

Выводы

1. Применение специальных сварочных технологий позволяет продлить срок активной эксплуатации магистральных трубопроводов.

2. При подготовке к проведению сварочных технологий на магистральных трубопроводах, длительное время бывших в эксплуатации, необходимо проводить дополнительные исследования на свариваемость.

3. При выборе сварочных материалов следует обращать внимание на обеспечение заданных прочностных характеристик и его катодность по отношению к основному металлу.

4. Допустимые остаточные напряжения после выполнения ремонтной наплавки не должны превышать 20...30 % предела текучести.

5. Поля остаточных напряжений, возникшие после проведения ремонтной наплавки, не зависят от порядка наложения и направления наплавляемых валиков, имеют общую характерную форму. Наибольшее значение растягивающих напряжений возникает в основном металле рядом с зоной наплавки вдоль оси трубы.

6. Применение локальных методов послесварочного воздействия на поля остаточных напряжений позволяет снизить уровень напряженного состояния в зоне воздействия, в наплавленном участке и в областях основного металла, прилегающих к зоне наплавки.

1. Системная надежность магистрального транспорта углеводородов / В. Д. Черняев, К. В. Черняев, В. Л. Березин и др.; под ред. В. Д. Черняева. — М.: ОАО «Недра», 1997. — 517 с.
2. Мониторинг дефектности и прогноз состояния магистральных газопроводов России / В. Л. Варламов, В. А. Канайкин, А. Ф. Матвиенко, О. И. Стеклов. — Екатеринбург, ООО «УНПЦ», 2012. — 254 с.
3. Стеклов О. И. Комплексная техническая диагностика магистральных газонефтепроводов // Территория нефть и газ. — 2006. — №4. — С. 20–23; № 5. — С. 12–17; № 6. — С. 48–55.
4. Повышение надежности магистральных газопроводов при использовании многократной внутритрубной диагностики / Д. Н. Варламов, В. Н. Дедешко, В. А. Канайкин, О. И. Стеклов // Автомат. сварка. — 2012. — № 3. — С. 28–34.
5. Новые технологии сварки и ремонта при строительстве и ремонте газопроводов / Е. М. Вышемирский, А. В. Шипилов, Б. И. Беспалов, Д. Г. Будревич // Наука и техника в газ. пром-сти. — 2006. — № 2. — С. 27–34.
6. Стеклов О. И., Шафиков Р. Р., Севостьянов С. П. Теоретико-экспериментальное обоснование возможности ремонта магистральных трубопроводов с использованием сварочных технологий без остановки перекачки газа // Свароч. пр-во. — 2009. — № 7. — С. 12–17.
7. Стеклов О. И., Варламов В. П. Оценка уровня пороговых напряжений коррозионного растрескивания в системе магистральных трубопроводов // Трубопровод. трансп. (теория и практика). — 2012. — № 3. — С. 4–9.
8. Исследование технологических остаточных напряжений в сварных соединениях магистральных трубопроводов / А. А. Антонов, О. И. Стеклов, А. А. Антонов (мл.), Ю. В. Сидорин // Загот. пр-во в машиностроении. — 2010. — № 3. — С. 13–19.
9. Антонов А. А., Летуновский А. П. Снижение остаточных сварочных напряжений методом ультразвуковой ударной обработки // Трубопровод. трансп. (теория и практика). — 2012. — № 2. — С. 21–26.

Поступила в редакцию 21.04.2014

ИССЛЕДОВАНИЕ СКЛОННОСТИ К ОБРАЗОВАНИЮ ТРЕЩИН АУСТЕНИТНОГО МАТЕРИАЛА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДИКИ PVR-TEST

К. А. ЮЩЕНКО, В. С. САВЧЕНКО, Н. О. ЧЕРВЯКОВ, А. В. ЗВЯГИНЦЕВА, Г. Г. МОНЬКО, В. А. ПЕСТОВ
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проведено сравнительное исследование чувствительности к образованию горячих трещин промышленных сварочных проволок. Показано, что универсальным методом оценки свариваемости может быть машинный метод с регулируемой принудительной деформацией во время сварки ТИГ (метод PVR-test), который позволяет разделить условия возникновения кристаллизационных трещин и трещин провала пластичности в металле шва и околошовной зоны, а также получить исчерпывающую информацию о количественных характеристиках чувствительности к возникновению трещин. Библиогр. 6, рис. 9.

Ключевые слова: свариваемость, горячие трещины, оценка трещиностойкости, высоколегированные стали, никелевые сплавы

Аустенитные высоколегированные стали и их сварные соединения довольно чувствительны к образованию горячих трещин. Чувствительность резко усиливается при сварке плавлением стабильно аустенитных сталей и никелевых сплавов, которые сохраняют во всем температурном интервале гранецентрированную кубическую решетку. Учитывая сложность термометалургических процессов, имеющих место при сварке плавлением указанных материалов и разнообразие видов возникающих трещин, оценка чувствительности материалов к образованию трещин и их классификация является актуальной задачей. Ценную информацию о чувствительности к образованию горячих трещин возможно получить только в том случае, когда исследуются практически все типы трещин на одном образце в течение одного эксперимента.

В этом случае внешнее влияние при реализации пробы одинаково для всех зон исследуемого образца, однако, имея различные механизмы образования, разные виды трещин возникают неодновременно, определяя, таким образом, приоритеты при оценке трещиностойкости соединения в целом.

Согласно международному стандарту ISO 17641-1:2004 горячие трещины — это нарушения сплошности материала, образующиеся при высокой температуре вдоль границ зерен (дендритных границ), когда деформация или темп деформации превышают определенный уровень. В свою очередь трещины подразделяются на кристаллизационные, ликвационные и трещины, вызванные падением пластичности [1]. Причин возникновения трещин много, но обычно они возникают, когда локальная пластичность недостаточна для противодействия развивающимся сварочным деформациям.

Точный механизм возникновения горячих трещин пока полностью не выяснен.

Температурный интервал образования кристаллизационных трещин (BTR) зависит от интервала твердого состояния металла при кристаллизации шва. Нижняя граница этого интервала определяется значением температуры солидуса при окончании кристаллизации T_S . Температурный интервал провала пластичности (DTR) определяется примерным соотношением $0,6 \dots 0,8 T_S$ (рис. 1). В этом интервале трещины зарождаются и распространяются по границам большеугловых аустенитных зерен.

Существует много методик определения чувствительности к образованию горячих трещин [3, 4]. Согласно стандарту ISO 17641-1:2004 испытания по оценке чувствительности к образованию горячих трещин подразделяются на две основные группы — испытания с естественной жесткостью и испытания с приложением внешней нагрузки. PVR-test относится ко второй группе испытаний,

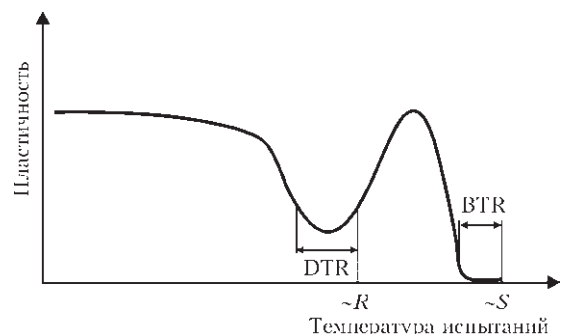


Рис. 1. Образование горячих трещин в сварных соединениях высоколегированных сталей и сплавов (R — рекристаллизация) [2]

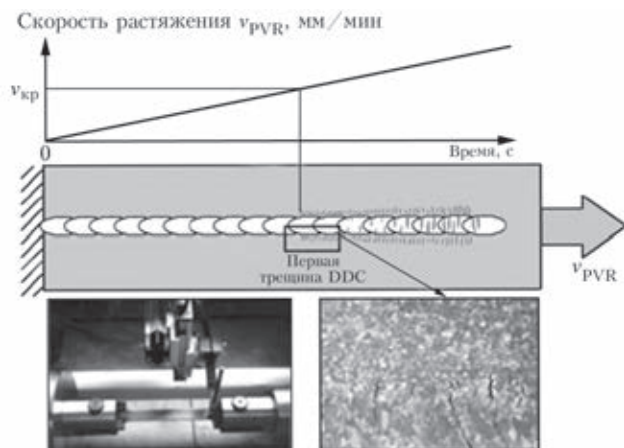


Рис. 2. Схема испытания при использовании метода PVR-test [6] наряду с MVT-test и испытанием растяжением с нагревом.

Согласно ISO 17641-3:2005 этот метод применим для оценки свариваемости конструкционных материалов при выполнении одно- и многопроходной сварки аустенитных коррозионностойких сталей, сплавов на основе никеля и никелемедных сплавов. Однако он также может применяться для других материалов, таких как алюминиевые сплавы и высокопрочные стали [5].

Способ оценки реализуется путем выполнения сварки неплавящимся электродом без присадки вдоль центральной оси пластины с одновременной продольной, изменяющейся во времени деформацией образца.

Критерием чувствительности к образованию трещин выбрана критическая скорость деформации $v_{кр}$, при которой появляются первые трещины (рис. 2). При выполнении сварки возможно одновременное появление трещин как в металле шва, так и металле зоны термического влияния (ЗТВ) [6]. Причем эти трещины, как правило, появляются при разной $v_{кр}$. Это позволяет количественно охарактеризовать чувствительность к определенному типу трещин. Более точную информацию о моменте начала образования трещин можно получить, исследуя поверхность шва с применением оптических методов увеличения.

Целью работы было сравнительное исследование чувствительности к образованию горячих

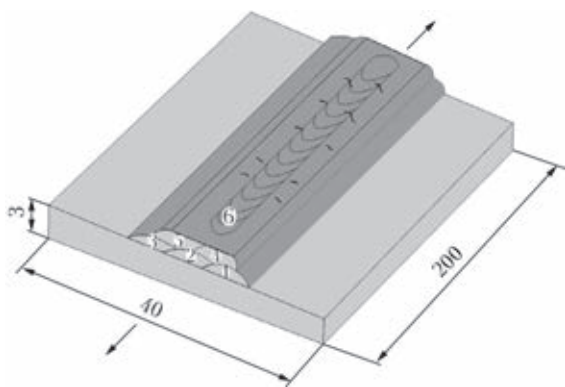


Рис. 3. Схема проведения эксперимента по оценке трещиностойкости металла сварных швов со стабильно аустенитной структурой. Цифрами 1–5 указана очередность выполнения сварных швов при подготовке образца сваркой ТИГ с присадочной проволокой; 6 – контрольный шов с одновременной принудительной деформацией (ТИГ без присадки). Стрелками показано направление принудительного деформирования трещин промышленных сварочных проволок методом PVR-test.

Проволока Св-06Х18Н10 используется для сварки конструкций из высоколегированных сталей общего назначения и имеет в швах некоторое количество δ -феррита, который противодействует возникновению горячих трещин.

Проволока ЭП-690 рекомендована для сварки конструкций из аустенитных сталей со стабильно аустенитной структурой. В составе швов δ -феррит, который в некоторых случаях является нежелательной составляющей из-за охрупчивания металла в процессе эксплуатации, отсутствует. В этом случае достаточная трещиностойкость при сварке должна достигаться дополнительным легированием швов такими элементами, как марганец, молибден, азот.

Химический состав сварочных проволок, приведен в табл. 1.

Также исследовали высокохромистые присадочные материалы на никелевой основе типа сплава Inconel 690, которые широко используют при изготовлении узлов ядерных энергетических установок (табл. 2). Изучали влияние молибдена и ниобия, дополнительно легирующих проволоку Inconel 52MSS, на чувствительность к образованию горячих трещин.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сварочных проволок, мас. %

Марка проволоки	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	S	P
Св-06Х18Н10 (ГОСТ 2646–70)	0,05	0,7	1,5	19,1	10,1	-	-	<0,02	<0,02
ЭП-690	≥0,03	0,50	9,8	18,2	14,1	2,5	0,06	<0,02	<0,02

Таблица 2. Химический состав высокохромистых сварочных материалов на никелевой основе, мас. %

Марка материала	C	Mn	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	S	P	Al	Si
Inconel 690	0,025	0,24	Основа	29,72	10,3	-	-	0,28	0,002	0,005	0,87	0,32
Inconel 52	0,026	0,31	->-	28,8	8,5	0,03	0,03	0,51	0,001	0,004	0,72	0,12
Inconel 52MSS	0,024	0,29	->-	30,3	7,2	2,52	3,51	0,25	0,0008	0,0006	0,22	0,15

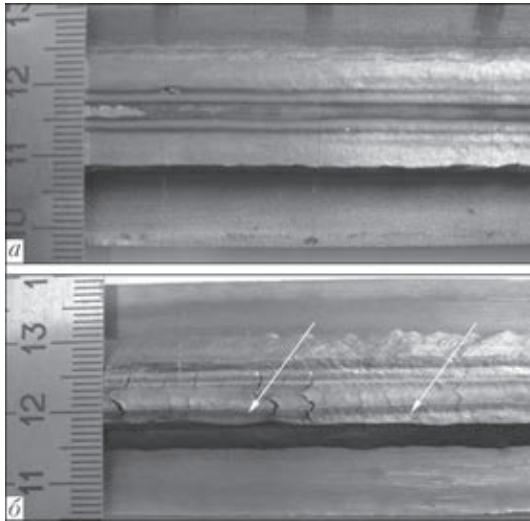


Рис. 4. Общий вид поверхности образцов после испытаний по методике PVR-test: *а* — сварочная проволока Sv-06X18N10; *б* — ЭП-690 (стрелками показаны горячие трещины)

При изготовлении образцов использовалась стабильно аустенитная высоколегированная сталь X20H16AG6, на которую были выполнены наплавки сварочной проволокой Sv-06X18N10 и ЭП-690, а также никелевый сплав Inconel 690, на котором выполняли многослойные наплавки проволоками Inconel 52 и Inconel 52MSS.

Схема выполнения наплавки для получения образцов при принудительном нагружении согласно методике PVR-test приведена на рис. 3.

Контрольный шов выполняли сваркой ТИГ на режиме: $I_{св} = 60$ А; $U_d = 9,5$ В; $v_{св} = 7,2$ м/ч; без присадки.

Сварку с одновременным деформированием образца осуществляли на разрывной машине FP100/1 с жесткой системой нагружения. В процессе испытания происходит регистрация нагрузки при деформировании образца, а также регистрация величины и скорости перемещения захватов образца.

Анализ поверхности швов, выполненных проволокой Sv-06X18N10, показал полное отсутствие горячих трещин в металле контрольного шва и зоны термического влияния при выполнении контрольного шва (рис. 4, *а*, 5). Таким образом, можно сделать вывод, что хромоникелевые высоколегированные швы, выполненные проволокой Sv-06X18N10, нечувствительны как к кристаллизационным трещинам, так и к трещинам провала пластичности.

Исследование поверхности швов, выполненных проволокой ЭП-690, показало, что в металле швов и зоны термического влияния контрольного шва, особенно при высоких значениях скорости деформирования, возникают горячие трещины (рис. 6), причем с увеличением скорости деформирования количество трещин увеличивается (рис. 7). Если принять во внимание факт, что склонность к возникновению трещин пропорциональна количеству трещин, которые возникли при сварке по методике PVR-test, можно считать, что исследованные сварные соединения должны быть наиболее чувствительны к возникновению трещин провала пластичности (рис. 8).

Обобщение данных по результатам испытания швов, выполненных высокохромистыми материа-



Рис. 5. Фрагменты поверхности швов ($\times 50$), выполненных проволокой Sv-06X18N10 при испытаниях с использованием метода PVR-test на скорости принудительного деформирования: *а* — 2; *б* — 8; *в* — 12 мм/мин

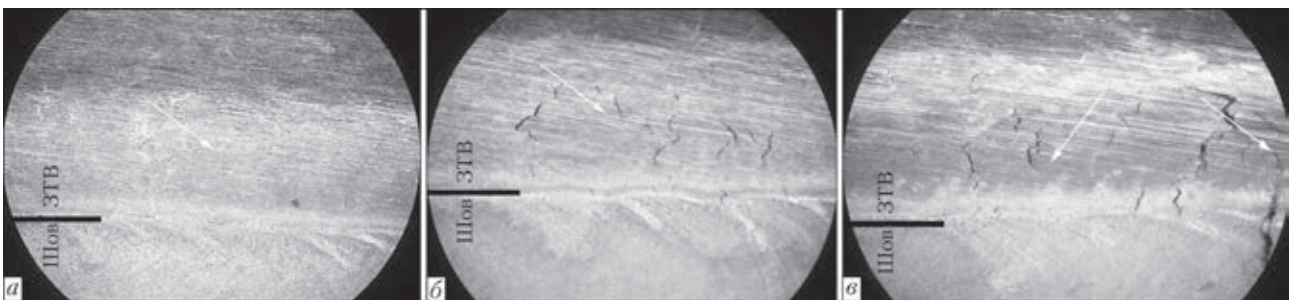


Рис. 6. Фрагменты поверхности швов ($\times 50$), выполненных проволокой ЭП-690 при испытаниях с использованием метода PVR-test на скорости принудительного деформирования: *а* — 2; *б* — 8; *в* — 12 мм/мин (стрелками показаны трещины провала пластичности)

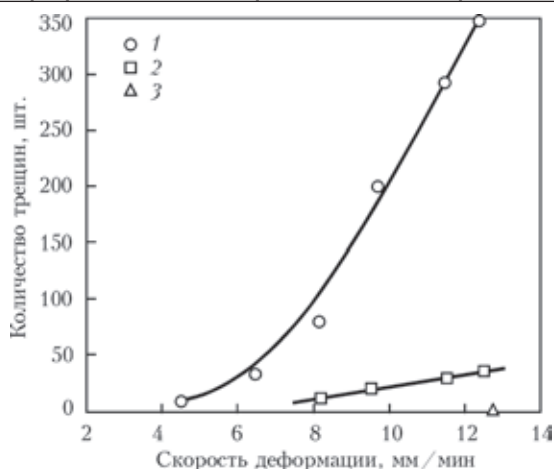


Рис. 7. Зависимость количества горячих трещин в металле швов, исследованных с помощью метода PVR-test, имеющих стабильно аустенитную структуру: 1, 2 — трещины провала пластичности и кристаллизационные трещины (проволока ЭП-690) соответственно; 3 — трещин нет (проволока Св-06Х18Н10)

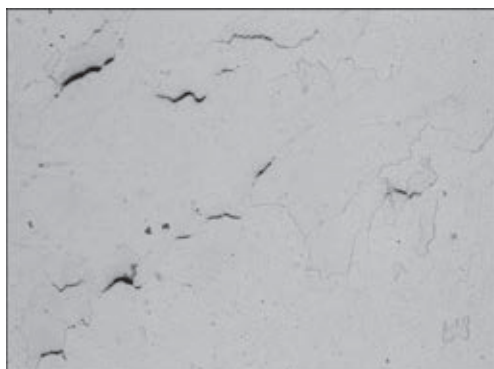


Рис. 8. Микроструктура ($\times 100$) шва с трещинами провала пластичности

лами (рис. 9), показывает, что швы, выполненные сварочной проволокой Inconel 52 со стабильно аустенитной структурой, чувствительны к образованию трещин провала пластичности, возникающих в ЗТВ сварного соединения, особенно при выполнении многопроходных швов. В то же время, дополнительное легирование швов ниобием и молибденом (проволока Inconel 52MSS), приводит к резкому уменьшению количества трещин. Таким образом, дополнительное легирование стабильно аустенитных швов молибденом и ниобием является эффективным способом улучшения свариваемости никелевых сплавов.

Выводы

1. Универсальным методом оценки свариваемости может быть машинный метод с регулируемой принудительной деформацией во время сварки ТИГ (метод PVR-test). Этот метод позволяет разделить условия возникновения кристаллизационных трещин и трещин провала пластичности, а также получить исчерпывающую информацию о коли-

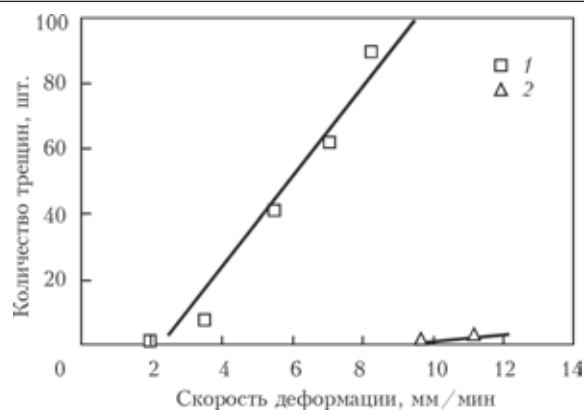


Рис. 9. Количество трещин провала пластичности в металле швов, исследованных с помощью метода PVR-test, выполненных сварочной проволокой: 1 — Inconel 52; 2 — Inconel 52MSS

чественных характеристиках чувствительности к возникновению трещин.

2. Основным типом трещин при сварке указанных материалов современными сварочными проволоками со сниженным количеством примесных элементов являются не кристаллизационные трещины, а трещины провала пластичности.

3. Подтверждено, что присутствие δ -феррита является кардинальным способом предупреждения горячих трещин. В случае, когда такой способ невозможно использовать из-за условий эксплуатации сварных соединений, целесообразно дополнительное легирование швов элементами, которые изменяют термомеханические условия в процессе сварки и способствуют, таким образом, предупреждению возникновения трещин.

4. Сварные швы с базовой системой легирования Ni–Cr–Fe чувствительны к образованию трещин провала пластичности. В то же время дополнительное легирование швов ниобием и молибденом приводит к значительному уменьшению количества трещин провала пластичности при многопроходной сварке.

1. ISO 17641-1:2004. Destructive tests on welds in metallic materials. Hot cracking tests for weldments. Arc welding processes. — Pt 1: General.
2. Hensworth W., Boniszewski T., Eaton N. F. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys // Metal Constr. and Brit. Weld. J.— 1969. — 1, № 2S. — P. 5–16.
3. Lippold J. C., Kotecki D. J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. — John Wiley&Sons, 2005. — 357 p.
4. Технологическая прочность и анализ причин ухудшения свариваемости и образования трещин / В. В. Дерломенко, К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Н. О. Червяков // Автомат. сварка. — 2010. — № 9. — С. 26–30.
5. ISO/TR 17641-3:2005. Destructive tests on welds in metallic materials. Hot cracking tests for weldments. Arc welding processes. — Pt 3: Externally loaded tests.
6. Herold H., Streitenberger M., Pchemnikov A. Modelling of the PVR-test to examine the origin of different hot cracking types. — [2000]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-II-474-00).

Поступила в редакцию 11.04.2014

УДК [621.791.754: 669.15-194.2]: 669.785

ПРИМЕНЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ ГАЗОВ В СВАРОЧНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ (Обзор)

Б. Е. ПАТОН, С. Т. РИМСКИЙ, В. И. ГАЛИНИЧ

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

Проанализированы основные сварочно-технологические свойства защитных чистых газов и газовых смесей при сварке различных материалов плавящимся и неплавящимся электродом. Подчеркнуто, что знание свойств компонентов защитных газов позволяет сделать их рациональный выбор с точки зрения оптимизации процесса сварки, повышения показателей качества и служебных характеристик сварных изделий, улучшения условий труда и повышения его производительности, а также обеспечения экологической безопасности работ. На основании приведенных данных сделан вывод, что в ближайшем и более отдаленном будущем этот способ останется одним из ведущих технологических процессов соединения материалов. Библиогр. 34, табл. 3, рис. 3.

Ключевые слова: дуговая сварка, плавящийся и неплавящийся электроды, чистые газы, составы смесей газов, способы сварки, области применения, свариваемые материалы

Разработки дуговых способов сварки в активных защитных газах плавящимся и неплавящимся электродом начались в Институте электросварки им. Е. О. Патона в 30-х гг. прошлого века и не прекращаются до сих пор. Развитие и широкое промышленное применение сварки в активных защитных газах активизировалось после того, как в СССР впервые в мире был предложен и разработан способ сварки в углекислом газе плавящимся электродом [1]. До этого препятствием для применения углекислого газа в качестве защитной атмосферы прежде всего являлось порообразование в швах. Причиной пористости было кипение металла сварочной ванны от выделения монооксида углерода вследствие недостаточной ее раскисленности. Применение сварочных проволок с повышенным содержанием кремния типа Св-08ГС и Св-08Г2С устранило этот недостаток [2] и дало возможность широко использовать углекислый газ в сварочном производстве.

В дальнейшем работы, выполненные в ИЭС им. Е. О. Патона, позволили определить условия, обеспечивающие возможность активного воздействия на характер изменения физических процессов в разрядном промежутке. В результате был разработан новый способ импульсно-дуговой сварки (ИДС) плавящимся электродом в защитных газах с программным управлением образованием каждой капли плавящегося электрода и, как следствие, размерами и формой сварного шва во всех пространственных положениях [3, 4]. Импульсное повышение тока дуги существенно влияет на характер протекания дугового разряда и улучшает его стабильность, что позволяет значительно уменьшить нижний предел сварочного тока, под-

держивающего горение дуги. Например, при сварке алюминия в аргоне проволокой диаметром 1,6 мм устойчивый процесс ИДС можно получить при токах около 30 А вместо 110...120 А. Нижний предел тока при сварке нержавеющей стали в аргоне проволокой диаметром 2,0 мм составляет 130 А вместо 250...280 А при обычной сварке стационарной дугой. При этом во всех случаях наблюдается мелкокапельный перенос электродного металла, что не только позволяет производить сварку во всех пространственных положениях, но и упростить и облегчить сварочную аппаратуру для механизированной сварки различных материалов, снизить потери металла на угар и разбрызгивание, обеспечить высокие механические свойства металла шва и улучшить его формирование [3, 5].

Разработки ИЭС им. Е. О. Патона в области дуговых способов сварки привлекают пристальное внимание ученых и практиков других стран и, в частности, являются базой для разработки рациональных составов защитных газовых сред и технологии изготовления конструкций ответственного назначения.

Развитие сварки плавлением как одного из важнейших технологических процессов в промышленности и строительстве тесно связано с разработкой способов защиты расплавленного металла от воздуха. Новые перспективы применения способа сварки сталей в активных защитных газах открыло использование смесей аргона с окислительными газами CO_2 и O_2 . Наибольшее распространение получили смеси $\text{Ar} + \text{CO}_2$, $\text{Ar} + \text{CO}_2 + \text{O}_2$ и $\text{Ar} + \text{O}_2$. В зависимости от класса свариваемых сталей в составе смесей газов на основе аргона может присутствовать 0,5...8 % O_2 и 3...25 % CO_2 [6].

Применение окислительных газовых смесей на основе аргона при сварке плавящимся электродом позволило устранить или свести к минимуму многие из общеизвестных недостатков, свойственных процессу сварки в чистом CO_2 , в частности, обеспечить значительное снижение разбрызгивания и набрызгивания электродного металла, улучшить формирование швов, уменьшить удельный расход электродной проволоки на единицу длины шва [7], повысить механические свойства металла шва и его стойкость к зарождению и распространению хрупких разрушений [8].

С большим успехом во многих странах применяются автоматы и полуавтоматы для сварки деталей массового производства в среде защитных газов, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона [3–5], благодаря чему производительность сварочного оборудования увеличилась в среднем в 3...4 раза и значительно повысилось качество изделий.

Промышленное применение дуговой сварки плавящимся электродом в защитных газах постоянно расширяется, и есть все основания полагать, что это будет происходить и в будущем. Анализ литературных данных [7, 9–13] показывает, что дуговая сварка в защитных газах доминирует среди других способов сварки плавлением, причем, сохраняется тенденция замены ручной сварки штучными электродами механизированными способами. С этой точки зрения перспективными отраслями, где осваиваются новые виды металлоемкой продукции и ожидаются связанные с этим инвестиции, являются автомобильная, авиационная промышленность, скоростной железнодорожный транспорт и, в меньшей степени, судостроение. Изменения в номенклатуре свариваемых материалов, требования к обеспечению высокого качества сварных соединений и конструкций, повышению производительности сварочных работ и приемлемых показателей сварочных процессов с точки зрения гигиены и экологии являются главными факторами, влияющими на объемы использования и ассортимент применяемых защитных газов.

Типичная структура себестоимости сварочных работ при сварке в защитных газах плавящимся электродом состоит из затрат на защитный газ (5 %) и проволоку (15 %), а оплата труда составляет 80 % [14, 15]. В связи с этим использование более дорогого защитного газа (например, смеси газов на основе аргона вместо CO_2) вполне оправдано, поскольку обеспечиваемое в результате такой замены повышение производительности труда (т. е. снижение затрат на зарплату сварщиков) компенсирует повышение стоимости защитного газа.

Наряду с технологическими и экономическими преимуществами процесс сварки в смесях газов на основе аргона характеризуется улучшенными

гигиеническими и экологическими показателями по сравнению со сваркой в CO_2 , т. к. в зоне дыхания сварщика и воздухе рабочих помещений выделяется меньше пыли и токсичных газов [16, 17]. Благодаря снижению уровня вредных выбросов при сварке и, следовательно, заболеваемости рабочих появляется возможность уменьшить интенсивность общеобменной и местной вентиляции, т. е. установленных мощностей вентиляционных установок и соответственно затрат на электроэнергию и обслуживание. Несколько более высокий уровень удельных выделений озона при сварке в аргонных смесях не является препятствием для применения этого процесса, поскольку соблюдение оптимальных режимов сварки и использование обычных средств защиты обеспечивают концентрацию озона в зоне дыхания сварщика ниже уровня предельно допустимой концентрации [18].

Применение в качестве защитного газа смесей аргона с окислительными газами O_2 и CO_2 позволяет устранить многие технологические недостатки, присущие процессу сварки в чистом аргоне и углекислом газе, расширив тем самым область применения механизированной сварки плавящимся электродом. Опыт, накопленный в ИЭС им. Е. О. Патона и за рубежом, показывает, что такими защитными смесями являются $\text{Ar} + \text{O}_2$, $\text{Ar} + \text{CO}_2$ и $\text{Ar} + \text{O}_2 + \text{CO}_2$, которые применяются в основном при сварке сталей. Способы сварки и составы защитных газов, используемые для сварки различных материалов, приведены в табл. 1.

Указанные в этой таблице чистые газы и их смеси обладают рядом важных сварочно-технологических свойств.

Диоксид углерода долгое время преимущественно использовали в странах Восточной Европы и развивающихся странах благодаря его относительно низкой стоимости и доступности. Однако такие существенные недостатки сварки в CO_2 серийными кремнемарганцевыми проволоками, как повышенный уровень разбрызгивания и набрызгивания электродного металла, узкое и глубокое проплавление основного металла с высоким валиком, не всегда удовлетворительные механические свойства металла шва и особенно его ударной вязкости при отрицательных температурах стали причиной того, что в последнее время и в этих странах наблюдаются устойчивые тенденции к вытеснению CO_2 смесями газов на основе аргона в тех отраслях, где уделяется повышенное внимание к показателям качества металла шва и сварных соединений. Среди промышленно развитых стран только в Японии сохраняются устойчиво высокие объемы применения сварки в CO_2 (около 70 % общего объема сварочных работ, выполняемых механизированной сваркой в защит-

Таблица 1. Защитные чистые газы и газовые смеси для сварки различных материалов

Состав, об. %.						Способ сварки	Область применения*	Свариваемый материал
Ar	He	CO ₂	O ₂	H ₂	N ₂			
Чистые газы								
100	-	-	-	-	-	ТИГ	●	Медь, алюминий, титан, молибден и другие цветные, активные и тугоплавкие металлы и их сплавы, низко- и высоколегированные коррозионностойкие хромоникелевые стали
				-	-	МИГ	▼	Цветные металлы и хромоникелевые стали
-	100	-	-	-	-	ТИГ	○	Медь, алюминий и другие цветные металлы и сплавы
-	-	100	-	-	-	МАГ	●	Углеродистые и низколегированные стали
				-	-		▼	Нержавеющие стали
-	-	-	-	-	100	МАГ	▼	Медь и медные сплавы
Двухкомпонентные смеси								
70	30	-	-	-	-	ТИГ	▼	Алюминий и другие цветные металлы, низко- и высоколегированные хромоникелевые стали
96...98	-	-	2...4	-	-	МАГ	▼	Низко- и высоколегированные стали
90...92	-	-	8...10	-	-	МАГ	○	Углеродистые и низколегированные стали
97...98	-	2...3	-	-	-	МАГ	●	Легированные и высоколегированные стали
75...90	-	10...25	-	-	-			Углеродистые и низколегированные стали
90...95	--	-	-	5...10	-	МИГ	▼	Высоколегированные хромоникелевые стали
85...90	-	-	-	-	10...15	МИГ	▼	Медь и медные сплавы
Трехкомпонентные смеси								
50...69	30...45	-	1...5	-	-	МАГ	▼	Высоколегированные хромоникелевые стали
55...67	30...40	3...5	-	-	-	МАГ	▼	Высоколегированные хромоникелевые стали повышенной прочности
70...87	-	10...25	3...5	-	-	МАГ	●	Углеродистые и низколегированные стали
65	25	-	-	10	-	МАГ	▼	Высоколегированные коррозионностойкие хромоникелевые стали
60	30	-	-	-	10	МИГ	▼	Медь и медные сплавы
Четырехкомпонентные смеси								
76	20	3	-	1	-	МАГ	○	Высоколегированные коррозионностойкие хромоникелевые стали
65	26,5	8	0,5	-	-	МАГ TIME	▼	Марганцовистые низколегированные мелкозернистые стали повышенной прочности и хромоникелевые стали

* ● — широко применяются; ▼ — ограничено; ○ — редко.

* ● — широко применяются; ▼ — ограничено; ○ — редко.

ных газах) [19]. Поскольку это страна с весьма ограниченными энергетическими ресурсами, то, по-видимому, повышенная энергоемкость производства аргона по сравнению с CO₂ является основной причиной того, что работы по уменьшению недостатков процесса сварки в CO₂ в Японии ведутся в направлении совершенствования источников питания или использования новых сварочных проволок как сплошного сечения, так и порошковых [19].

Необходимо отметить, что процесс сварки в CO₂ весьма чувствителен к изменениям параметров режимов. Для удовлетворительного фор-

мирования швов и снижения потерь металла на разбрызгивание сварку в CO₂ предпочтительнее производить проволокой малого диаметра (0,8...1,4 мм) или на малых (с короткими замыканиями) и больших токах (погруженной дугой), минуя средние режимы, на которых отмечается максимальное разбрызгивание. Например, для проволоки диаметром 2,0 мм неблагоприятные режимы находятся в диапазоне $280 \text{ A} \leq I_{\text{св}} \leq 400 \text{ A}$, $28 \text{ B} \leq U_{\text{д}} \leq 32 \text{ B}$. К сожалению, такие рекомендации трудно выполнить на практике, поскольку в производственных условиях для обеспечения высокой производительности и оптимального те-

пловложения при сварке металлов средних толщин требуются именно средние токи и проволоки диаметром 1,0...1,2 мм.

Аргон является наиболее широко используемым компонентом защитных газовых смесей преимущественно при сварке ТИГ цветных, активных и тугоплавких металлов (Cu, Al, Ni, Mo и др.) и их сплавов, а также легированных и высоколегированных сталей. Сварка МИГ в аргоне углеродистых и низколегированных сталей не находит заметного применения вследствие неудовлетворительного переноса электродного металла через дугу и образования подрезов при ее блуждании по поверхности металла. При этом сварные швы склонны к образованию пор, вызываемых азотом, водородом и окисью углерода. Низкий потенциал ионизации аргона (15,75 эВ) обеспечивает стабильное горение дуги при низком напряжении, облегчает ее возбуждение и повышает устойчивость. Плазма дуги в аргоне имеет высокэнергетическую внутреннюю сердцевину и наружную зону с меньшим уровнем выделяемой энергии, что приводит к нежелательному образованию пальцеобразной формы проплавления (рис. 1, з) [20].

Гелий из газов, применяемых при сварке, по плотности (0,178 кг/м³) занимает второе место после водорода (0,083 кг/м³). По сравнению с аргоном (1,784 кг/м³) гелий имеет более высокую теплопроводность, что обеспечивает равномерное распределение энергии по сечению столба дуги, позволяющее получать глубокое и широкое проплавление параболической формы, небольшое усиление шва с плавным переходом к основному металлу. Из-за высокого потенциала ионизации гелия (24,58 эВ) нужно поддерживать повышенное напряжение дуги по сравнению со сваркой в аргоне при той же длине дуги и сварочном токе. Поэтому гелий, как правило, применяется в смесях с аргоном при сварке алюминия и других материалов в тех случаях, когда требуется высокая концентрация нагрева в зоне сварки.

Долгое время мировой рынок гелия был небольшим и стабильным. Однако благодаря новым разработкам технологии сварки в защитных газах открылись перспективы расширения объемов его применения. Это связано с использованием высокопроизводительных процессов сварки различных материалов в гелийсодержащих газовых смесях, например, Ar + He, Ar + He + CO₂ [9–12, 21–23], а также сварки дугой прямого действия металлическим электродом в ионизированных защитных газах с высокой плотностью энергии (процесса TIME от англ. transferred ionized molten energy) [24, 25]. Использование таких процессов, предусматривающих применение защитного газа повышенной стоимости, особенно актуально для стран

с высоким уровнем оплаты труда в промышленности, поскольку повышение стоимости защитного газа компенсируется уменьшением доли зарплаты в общей себестоимости сварочных работ за счет заметного повышения производительности труда сварщика.

Кислород как один из компонентов защитных газовых смесей используется в небольших количествах (от долей процента до нескольких процентов) для активации металлургических процессов при сварке сталей, а также может присутствовать как примесь в количестве 3...5 об.% при использовании в качестве одной из составляющих смеси т. н. сырого аргона (т. е. очищенного в достаточной степени от примеси азота и других газов в процессе производства на установке по разделению воздуха, но не очищенного от кислорода).

Смеси Ar + O₂. Улучшить процесс сварки и избавиться от некоторых недостатков, связанных с применением чистого аргона, можно путем добавки к нему кислорода. Добавка к аргону 3...5 % O₂ и применение сварочной проволоки, легированной кремнием и марганцем, позволяет повысить стойкость к образованию пор в швах на спокойной, полуспокойной и кипящей стали. Наличие в аргоне кислорода практически не изменяет форму дуги, однако значительно улучшает стабильность ее горения и благоприятно влияет на характер переноса электродного металла, а вследствие снижения его поверхностного натяжения число капель, переносимых в единицу времени, возрастает. Мелкокапельный (струйный) перенос достигается при более низком значении сварочного тока по сравнению с применением чистого аргона при практически полном отсутствии разбрызгивания.

Содержание кислорода в смеси Ar + O₂ может изменяться от 0,5 до 5,0 %. Для сварки углеродистых и низколегированных сталей оптимальное содержание кислорода в смеси составляет 3...5 %. Эта смесь обеспечивает хороший внешний вид швов и высокий уровень механических свойств металла шва, особенно ударной вязкости при отрицательных температурах. При содержании более 5 % кислорода резко возрастают потери легирующих элементов, а технологические характеристики процесса сварки остаются без изменений. Вместе с тем смесь Ar + O₂ так же, как и чистый CO₂, неприменима при сварке неплавящимся электродом ввиду разрушения последнего и загрязнения металла шва оксидами вольфрама.

Смеси Ar + O₂, содержащие минимальное количество кислорода (1...2 %), имеют ограниченное применение при сварке ферритных сталей и в основном используются для сварки аустенитных сталей. Это можно объяснить тем что, во-пер-

вых, их получают путем смешивания дорогостоящих чистых газов и, во-вторых, смеси с малым содержанием кислорода имеют те же недостатки при сварке, что и чистый аргон (узкое проплавление основного металла в корне шва, низкая стойкость швов к порообразованию, блуждание дуги по свариваемым кромкам, приводящее к подрезам и несплавлениям, интенсивное тепловое и световое излучение дуги, выделение озона в зоне дыхания сварщика выше допустимой концентрации). Все эти недостатки особенно четко проявляются при сварке со струйным переносом и достаточно длинной дугой, поэтому применение аргоно-кислородной смеси с малыми добавками кислорода для сварки углеродистых и низколегированных сталей экономически и технически не оправдано.

Смеси $Ar + CO_2$. Применение смесей этих газов было вызвано стремлением найти защитную среду, которая сочетала бы преимущества аргона, углекислого газа и аргоно-кислородной смеси.

Форма дуги и характер переноса электродного металла при сварке в смесях $Ar + CO_2$ существенно зависят от состава смеси. При одном и том же режиме сварки в смесях с различным содержанием CO_2 перенос электродного металла может быть капельным без коротких замыканий (рис. 1, а) или с короткими замыканиями дугового промежутка (рис. 1, ж), мелкокапельным (рис. 1, в) и струйным (см. рис. 1, з). При содержании 20 % CO_2 и более при токах выше критического значения форма проплавления основного металла изменяется и пальцеобразный провар (см. рис. 1, з) исчезает. При содержании в смеси свыше 35...40 % CO_2 процесс во многом похож на сварку в чистом CO_2 , однако уровень разбрызгивания при этом ниже.

Улучшение формирования шва при применении смесей $Ar + 20...25\% CO_2$ наблюдается в широком диапазоне режимов. Высота усиления заметно меньше, чем при сварке в CO_2 , валик имеет плавный переход к основному металлу, а в диапазоне токов, при которых происходит струйный (мелкокапельный) перенос, формируется мелкочешуйчатая поверхность, как на швах, сваренных под флюсом (рис. 2). Благоприятная форма шва, малая высота усиления и пониженный уровень

потерь электродного металла на разбрызгивание обеспечивают заметное уменьшение расхода электродной проволоки на единицу длины шва.

Рекомендации по оптимальному составу смесей $Ar + CO_2$ зарубежных фирм, производящих газовые смеси, противоречивы. По-видимому, это обусловлено в основном жесткой борьбой за рынки сбыта и патентными соображениями, а также различиями в химическом составе применяемых сталей и сварочных проволок. В Европе широко рекламируется смесь $Ar + 10...15\% CO_2$ [9, 11, 12]. Однако накопленный опыт показал, что оптимальной следует считать смесь $Ar + 20\% CO_2$, которая обладает наилучшим сочетанием технологических и металлургических свойств. При ее применении можно избежать характерной для аргона пальцеобразной формы провара, приводящей к несплавлениям и порам, а также типичного для углекислого газа узкого и глубокого провара, опасного с точки зрения образования трещин в швах.

Соединения конструкционных сталей, сваренные в защитных газовых смесях на основе аргона стандартными проволоками, обычно применяемыми для сварки в CO_2 (Св-08Г2С и Св-08ГС по ГОСТ 2246–70), отличаются высокими показателями механических свойств (табл. 2) [7]. Особенно следует отметить значения ударной вязкости металла швов при отрицательных температурах, а также показатели стойкости металла швов, сваренных в смеси $Ar + CO_2$, к зарождению и развитию хрупкого разрушения [8]. Улучшение механических и служебных свойств швов и соединений, выполненных в смесях на основе аргона, происходит в результате снижения содержания кислорода в швах, образования благоприятной микроструктуры металла с преобладанием игольчатого феррита и удовлетворительного формирования швов. Показатели хладо- и трещиностойкости швов на уровне значений для соединений, сваренных при повышенном удельном тепловложении с использованием аргоновых смесей, невозможно получить при сварке в CO_2 в аналогичных условиях (рис. 3) [7, 26, 27]. В целом наши данные и результаты, опубликованные другими исследователями [17, 28], свидетельствуют о том, что показатели

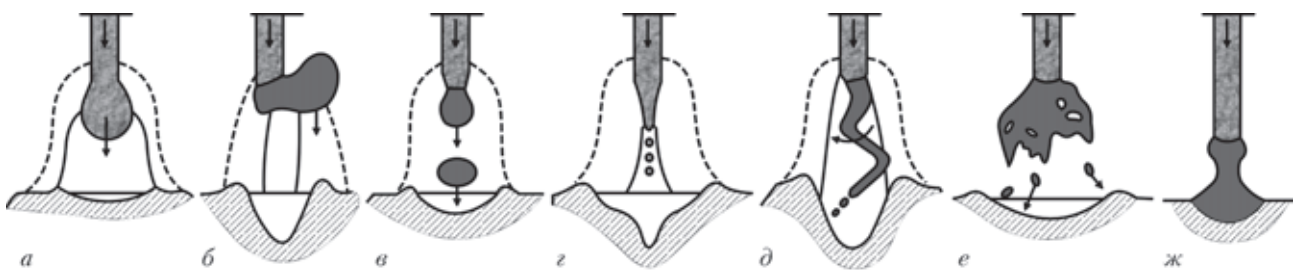


Рис. 1. Влияние типа переноса электродного металла на форму проплавления по классификации МИС [20]: а — капельный; б — крупнокапельный; в — мелкокапельный; г — струйный; д — струйно-вращательный; е — со взрывом капли; ж — с короткими замыканиями



Рис. 2. Внешний вид углового шва, выполненного в смеси Ar + 20 % CO₂ проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм при I_{св} = 260 А, U_д = 28 В

механических свойств металла швов, выполненных в газовых смесях на основе аргона, соответствуют требованиям, предъявляемым к соединениям и конструкциям, работающим в условиях отрицательных температур, динамических нагрузок и других неблагоприятных факторов.

Недостатком смеси Ar + CO₂ является ее высокая цена по сравнению с чистым CO₂ и смесью Ar + O₂. Обусловлено это тем, что смесь получают из чистых газов и в отличие от аргоно-кислородной смеси ее нельзя получить непосредственно при разделении воздуха на воздухоразделительных установках. Технически и технологически приемлемым способом удешевления аргоновых смесей с CO₂ является использование в качестве исходного компонента «сырого аргона», содержащего до 5 % O₂.

Смеси Ar + O₂ + CO₂ получили широкое распространение в Германии и Великобритании [9, 11, 12, 14]. Смесью «Сохоген» (Ar + 5 % O₂ + 15 % CO₂) обладает меньшей окислительной способностью и лучшими технологическими свойствами, чем чистый CO₂. При сварке углеродистых и низколегированных сталей проволокой, раскисленной марганцем и кремнием, достигаются такие преимущества по сравнению со сваркой в CO₂, как меньшее разбрызгивание электродного металла, лучший внешний вид шва, пониженная склонность швов к образованию пор и горячих трещин. Механические свойства металла шва и сварного соединения такие же, как при сварке в смеси Ar +

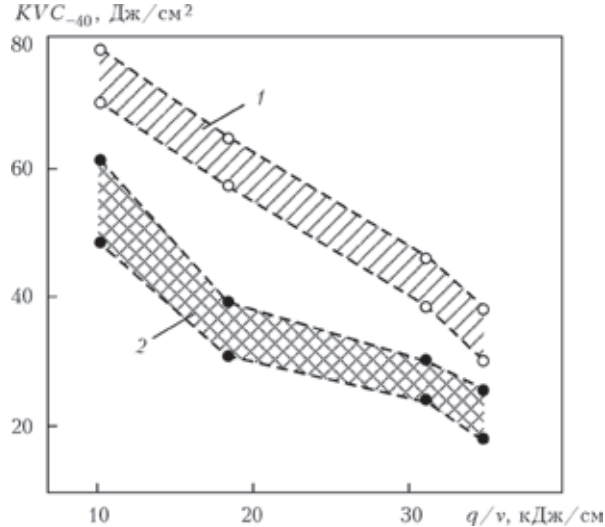


Рис. 3. Влияние погонной энергии сварки на ударную вязкость металла швов, выполненных на стали 09Г2С проволокой Св-08Г2С в смеси Ar + 20 % CO₂ (1) и чистом CO₂ (2)

+ 20...25 % CO₂, а ударная вязкость швов, сваренных в этой смеси, выше.

В связи с тем, что сварка в защитных газах плавящимся электродом в Европе является доминирующим процессом, основное внимание уделяется проблеме выбора состава защитного газа. Критериями его оптимизации являются уровень разбрызгивания, количество приварившихся брызг и шлака на поверхности основного металла, формирование шва (форма проплавления и внешний вид). На основании этих подходов предлагается использовать для сварки углеродистых и низколегированных сталей слабоокислительные смеси на основе аргона с небольшим содержанием окислительных газов (1...4 % O₂ и до 10 % CO₂) [28]. Необходимо также учесть, что при сварке этих сталей в слабоокислительных смесях на основе аргона проявляются все недостатки чистого аргона, отмеченные выше.

Для условий промышленности Украины слабоокислительные смеси на основе аргона при сварке углеродистых и низколегированных сталей не могут быть защитными газами общего назначения, поскольку самые распространенные в стране сварочные проволоки Св-08Г2С и Св-08ГС имеют более высокий уровень легирования по

Таблица 2. Механические свойства соединений низколегированных конструкционных сталей, выполненных в смеси Ar + 25 % CO₂ проволокой Св-08Г2С при различных режимах сварки [7]

Основной металл (толщина, мм)	Диаметр про- волоки, мм	I _{св} , А	U _д , В	σ _р , МПа	σ _в , МПа	δ ₅ , %	ψ, %	KCV, Дж/см ² , при T, °C		
								+20	-20	-40
09Г2С (12)	2,0	400...420	30...32	390	550	26	63	145	67	47
15Г2АФ (16)	1,6	340...360	28...30	556	678	26	60	105	51	46
10ХСНД (20)	2,0	380...410	28...30	540	650	28	62	145	66	44
09Г2 (20)	1,6	360...390	28...29	486	592	29	69	153	81	57

Примечания: 1. Механизированную сварку выполняли на постоянном токе обратной полярности. 2. Расход защитного газа 18...22 л/ мин. 3. Указаны средние значения по результатам испытаний 3...5 образцов.

сравнению с применяемыми в Европе проволоками аналогичного назначения (SG-1, SG-2, SG-3, DIN 8559). Кроме того, в сварочном производстве европейских стран используются проволоки малых диаметров и более умеренные режимы сварки по сравнению с применяемыми в Украине. Накопленный опыт показал, что для отечественного сварочного производства желательнее ограничивать ассортимент защитных газов одним-двумя составами универсального назначения. Такими смесями, получившими распространение, являются $Ar + 20...25\% CO_2$ и $Ar + 3...5\% O_2 + 20...25\% CO_2$. Они имеют оптимальное сочетание сварочных характеристик, умеренную стоимость и позволяют решать большинство технологических задач при механизированной сварке сталей общего назначения даже в тех случаях, когда сварщики нарушают предписанные параметры режима.

Сварка в аргоновых смесях в отличие от сварки в CO_2 дает возможность использовать импульсно-дуговой процесс [29, 30] с управляемым мелкокапельным переносом и частотой отрыва капель, соответствующей частоте наложения импульсов тока. Мелкокапельный перенос происходит при более низком среднем значении сварочного тока по сравнению с условиями без наложения импульсов (табл. 3). Применение ИДС позволяет использовать проволоку одного и того же диаметра для многих вариантов технологии, тогда как при сварке без импульсов обычно предусматривается применение проволоки различных диаметров в зависимости от толщины свариваемого металла, его теплофизических свойств, пространственного положения шва и других показателей.

По мере перехода к новым экономическим отношениям и структурам и их развития в промышленности Украины будут расширяться области применения механизированной сварки плавящимся электродом в окислительных смесях на основе аргона взамен чистого CO_2 . Однако данные по применению газовых смесей при сварке сталей разрознены, и ими трудно руководствоваться в практической деятельности. В связи с этим необходимые данные о применении наиболее распространенной смеси $Ar + CO_2$ при механизированной сварке сталей сведены в рекомендательные таблицы [31].

Наибольший технико-экономический эффект сварка сталей в защитных смесях на основе аргона обеспечивает в следующих областях:

- производство металлоконструкций, которые по условиям работы не должны иметь приваренных брызг;
- производство металлоконструкций ответственного назначения, эксплуатируемых при от-

Таблица 3. Критический сварочный ток перехода к струйному переносу электродного металла при сварке в смеси $Ar + 20\% CO_2$ проволокой Св-08Г2С

Диаметр проволоки, мм	$I_{св}, A$		
	Обратная полярность	Прямая полярность	ИДС
1,0	240	-	160
1,2	260	350	180
1,4	280	380	210
1,6	340	420	240
2,0	400	460	-

рицательных температурах и знакопеременных динамических нагрузках;

- многопроходная сварка стыковых и угловых соединений толстолистового металла;
- сварка швов малого сечения на повышенной скорости;
- сварка изделий на поточных автоматизированных линиях с использованием роботов и автоматов.

Смеси $Ar + He + CO_2$, в которых аргон является основным компонентом, используются при сварке стационарной и импульсной дугой, а смеси с преобладающим (60...80 %) содержанием гелия — при сварке с короткими замыканиями. В зарубежных публикациях [21–23, 32] рассматриваются различные составы газовых смесей с гелием (об. %: (69...55)Ar + (40...30)He + (3...5) CO_2), обеспечивающие хорошие технологические показатели, в частности, повышение производительности при сварке толстого металла, широкое и глубокое проплавление основного металла, улучшение формирования и внешнего вида швов. Основная особенность сварки в защитных смесях $Ar + He + CO_2$ — это высокая производительность процесса на режимах со струйно-вращательным переносом электродного металла (см. рис. 1, д). Такой перенос происходит при применении сварочной проволоки диаметром 1,0...1,2 мм, механизма ее подачи со скоростью до 50 м/мин и источника питания с хорошими динамическими характеристиками [22, 33].

Смеси $Ar + He + CO_2 + O_2$ требуют особой технологии, источников питания и механизмов подачи проволоки. Так, для TIME-процесса [24, 25, 33] используется смесь газов (об. %: 65Ar + 26,5He + 8 CO_2 + 0,5 O_2), обеспечивающая высокую скорость плавления проволоки (до 25 кг/ч) при скорости ее подачи до 50 м/мин на сварочном токе около 600 А. Известны также такие высокопроизводительные способы, как Rapid Arc и Rapid Melt [10, 11, 32], которые выполняются в защитных смесях с гелием (об. %: (65...60)Ar + (25...30)He + 10 CO_2), при использовании которых скорости подачи проволоки превышают классический предел 20 м/мин и обеспечиваются различ-

ные виды переноса электродного металла включая струйно-вращательный (см. рис. 1, д).

Строгие ограничения на состав защитной среды, предусмотренные технологическими рекомендациями разработчиков TIME-процесса [24, 33], необоснованы, поскольку близкие показатели производительности и качества можно получить при использовании более дешевых и простых в изготовлении газовых смесей на основе аргона без гелия, например, $Ar + CO_2 + O_2$, и тщательном подборе и корректировании параметров режима [11, 14, 34].

В настоящее время известно много различных способов дуговой сварки в защитных газах, с помощью которых можно выполнить одну и ту же работу. Однако получаемые при этом технико-экономические результаты будут различными в зависимости от условий производства и особенностей конструкций. Каждый из способов сварки имеет определенные технологические возможности и применим для конкретного вида сварочных работ, поэтому при выборе оптимального состава защитного газа и способа сварки необходимо иметь полное представление об особенностях и возможностях каждого из способов и учитывать их, исходя из конкретных условий производства. Большое влияние при этом могут оказывать варианты механизации и автоматизации сварочных процессов, особенно при широком наборе существующих в настоящее время типов манипуляторов и позиционеров, а также роботов и систем регулирования с компьютерным управлением.

1. Любавский К. В., Новожилов Н. М. Сварка плавящимся электродом в атмосфере защитных газов // Автоген. дело. – 1953. – № 1. – С. 4–8.
2. Новожилов Н. М., Соколова А. М. Разработка электродных проволок для сварки малоуглеродистых и низколегированных сталей в углекислом газе // Свароч. пр-во. – 1958. – № 7. – С. 10–14.
3. Патон Б. Е., Потапьевский А. Г., Подола И. В. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с программным регулированием процесса // Автомат. сварка. – 1964. – № 1. – С. 1–6.
4. Патон Б. Е., Воронин Н. М., Бучинский В. Н. и др. Управление процессом дуговой сварки путем программирования скорости подачи электродной проволоки // Там же. – 1977. – № 1. – С. 1–5, 15.
5. Патон Б. Е., Лебедев А. В. Управление плавлением и переносом электродного металла при сварке в углекислом газе // Там же. – 1988. – № 11. – С. 1–5.
6. А. с. 448106 СССР, В 23 к 35/38. Защитная газовая смесь / Б. Е. Патон, А. В. Кирсанов, В. В. Подгаецкий и др. – Приор. 26.06.72. Опубл. 30.10.74; Бюл. № 40.
7. Свецинский В. Г., Римский С. Т., Галинич В. И. Сварка сталей в защитных газовых смесях на основе аргона в промышленности Украины // Автомат. сварка. – 1994. – № 4. – С. 41–44.
8. Свецинский В. Г., Римский С. Т., Кирьян В. И. Оценка вязкости разрушения швов, сваренных в защитных газах и под флюсом // Там же. – 1982. – № 8. – С. 16–19.

9. Lucas W. Choosing a shielding gas. Pt 2 // Weld. and Metal Fabr. – 1992. – № 6. – P. 269–276.
10. Dillthy U., Reisgen U., Stenke V. et al. Schutzgase zum MAGM – Hochleistungsschweißen // Schweißen und Schneiden. – 1995. – 47, № 2. – S. 118–123.
11. Dixon K. Shielding gas selection for GMAW of steels // Weld. and Metal Fabr. – 1999. – № 5. – P. 8–13.
12. Salter G. R., Dye S. A. Selecting gas mixtures for MIG welding // Metal Constr. and Brit. Weld. J. – 1971. – 3, № 6. – P. 230–233.
13. Cresswell R. A. Gases and gas mixtures in MIG and TIG welding // Weld. and Metal Fabr. – 1972. – 40, № 4. – P. 114–119.
14. Ameye M. Einfluss der verschiedenen Schutzgase im Zusammenwirken mit Schweißverfahren und Werkstoffen // Der Praktiker. – 2011. – № 7. – S. 271–273.
15. Кайдалов А. А., Гаврик А. Н. Эффективность применения защитных газовых смесей при дуговой сварке сталей // Сварщик. – 2011. – № 4. – С. 28–31.
16. Press H., Florian W. Formation of toxic substances in gas welding. Pt 2: Amount of toxic substances formed in the gas shielded welding processes MAG, MIG and GTA // IIW Doc. VIII-880–80. – 10 p.
17. Haas B., Pomaska H. U. Influence of process specific welding parameters on fume generation in solid wire GMA (MAG) welding // Proc. of IIW Col. on Welding and Health (Estoril, Portugal, 8 July 1980). – P. 8.
18. Левченко О. Г. Влияние состава защитного газа и режимов сварки на валовые выделения сварочного аэрозоля // Автомат. сварка. – 1986. – № 1. – С. 73–74.
19. Косииси Ф. Перспективные сварочные материалы // Журн. Японского сварочн. о-ва. – 2007. – 76, № 1. – С. 61–64.
20. Stenbacka N., Persson K.-A. Shielding gases for gas metal arc welding // Welding J. – 1989. – № 11. – P. 41–47.
21. Lytle K., Stapon G. Simplifying shielding gas selection // Practical Welding Today. – 2005. – № 1. – P. 22–25.
22. Ernst M. Lichtbogen stabil gehalten // Produktion. – 1999. – № 8. – S. 23.
23. Urmston S. Quality – all things to all welders // Weld. and Metal Fabr. – 1996. – 64, № 4. – P. 150–152.
24. Pat. 4.463.143 USA. Welding system / J. G. Charch. – Publ. July, 1984.
25. Lahnsteiner P. T.I.M.E.-Prozess ein neues MAG-Schweißverfahren // Schweißtechnik. – 1991. – № 12. – S. 182–186.
26. Римский С. Т. Управление свойствами металла шва путем урегулирования уровня окисленности сварочной ванны при сварке в защитных газах // Автомат. сварка. – 2011. – № 12. – С. 20–23.
27. Рошупкин Н. П., Близнец Н. А., Свецинский В. Г. и др. Опыт производственного применения защитных газовых смесей на основе аргона заводами ВО «Союзстальконструкция» // Там же. – 1984. – № 3. – С. 51–53.
28. SAGOS 3: Ein Schutzgas fuer zwei Werkstoffgruppen // Stahlmarkt. – 2001. – 51, № 11. – S. 66.
29. Pfeiffer G. Zuend- und Spritzeruntersuchungen beim MAG-Impulsschweißen // ZIS-Mitteilungen. – 1989. – 31, № 6. – S. 545–549.
30. Римский С. Т., Свецинский В. Г., Шейко П. П. и др. Импульсно-дуговая сварка низколегированных сталей плавящимся электродом в смеси аргона с углекислым газом // Автомат. сварка. – 1993. – № 2. – С. 38–41.
31. Римский С. Т. Руководство по технологии механизированной сварки в защитных газах. – Киев: Экотехнология, 2006. – 60 с.
32. Das Schutzgas machts // Blech. Rohre Profile. – 2005. – 52, № 8/9. – S. 28–30.
33. Church J. G., Imaizumi H. Welding characteristics of a new welding TIME-process // IIW Doc. XII-1199.
34. Oeteren K.-A. «Neues Schutzgas» metal-aktivgasgeschwift – ein wirtschaftlicher Vorteil? // Der Praktiker. – 1992. – № 2. – S. 90–94.

Поступила в редакцию 11.04.2014

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛОВ, СПЛАВОВ, КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА, А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследованы структура и фазовый состав металла швов, а также ЗТВ сварных соединений (углеродистых, низколегированных конструкционных и хладостойких сталей; никелевых и алюминиевых сплавов и др.) при сварке плавлением и восстановительном ремонте наплавками с использованием различных сварочных материалов (электродов, флюсов, сварочных проволок и др.). На основе экспериментальной информации, полученной на различных структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) выполнены аналитические оценки роли формирующихся структурных параметров в изменение комплекса механических свойств: σ_T , K_{IC} , а также характера распределения и локализации деформации, уровня локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$, мощности и протяженности концентраторов напряжений — потенциальных источников трещинообразования, формирующихся в процессе сварки. По результатам выполненных исследований были скорректированы технологические процессы сварки, что позволило обеспечить высокий комплекс механических свойств и трещиностойкость сварных соединений. Библиогр. 12, рис. 7.

Ключевые слова: дуговая сварка, конструкционные стали, сварные соединения, структурные факторы, механические свойства, трещиностойкость

Используемые в настоящее время металлические конструкции и механизмы различного типа должны соответствовать основным требованиям по обеспечению надежности в эксплуатационных условиях. Особенно это относится к сварным соединениям этих материалов. При этом наиболее значимыми критериями, характеризующими, как правило, надежность соединений, являются высокий предел текучести, низкая температура хрупкого перехода, трещиностойкость и хорошая свариваемость используемых металлов и сплавов. Хорошо известно также, что в обеспечении необходимых свойств всех типов материалов существенную, если не основную, роль играет структура и фазовый состав этих материалов. Поэтому исследования по выявлению наиболее полного объема структурных факторов, формирующихся при различных условиях технологической обработки (зеренной, субзеренной, дислокационных структур; фазового состава и т. п.) являются первой «стартовой» задачей. А исследования взаимосвязи технология $\Leftrightarrow$ структура $\Leftrightarrow$ свойства, в том числе и структур, максимально обеспечивающих необходимые эксплуатационные требования, — это уже вторая задача, являющаяся ориентиром для технологов при разработке оптимальных технологических режимов.

В данной работе рассматриваются структурные факторы, определяющие свойства соединений,

выполненных сваркой плавлением [1–9], из таких материалов, как низколегированные высокопрочные, аустенитные нержавеющие стали, а также сплавы алюминия и др. Предметом изучения являются структурные факторы следующих типов: неметаллические включения (НВ); армирующие (упрочняющие) фазы; фазовый состав, зависящий от легирования (перлит, феррит, бейнит, мартенсит и т. п.), с учетом структурных параметров, таких как величина зерна и субзерна (D_z , d_c), плотность дислокаций (ρ) и др.

Анализируя взаимосвязь технология $\Leftrightarrow$ структура $\Leftrightarrow$ свойства рассматриваются также следующие процессы: особенности локализации деформации, ее распределение; структурные условия формирования локальных внутренних напряжений, их изменение в термдеформационных условиях сварки и последующем внешнем нагружении; характер и механизмы релаксации локальных внутренних напряжений, а также роль структуры и фазового состава металла в процессах реализации различных механизмов релаксации этих напряжений (за счет пластических механизмов или трещинообразованием). Некоторые примеры таких экспериментальных и аналитических подходов к оценкам приведены в данной работе.

Влияние неметаллических включений (НВ) на свойства сварных швов (прочность, ударную вязкость, хладостойкость), образование слоистых

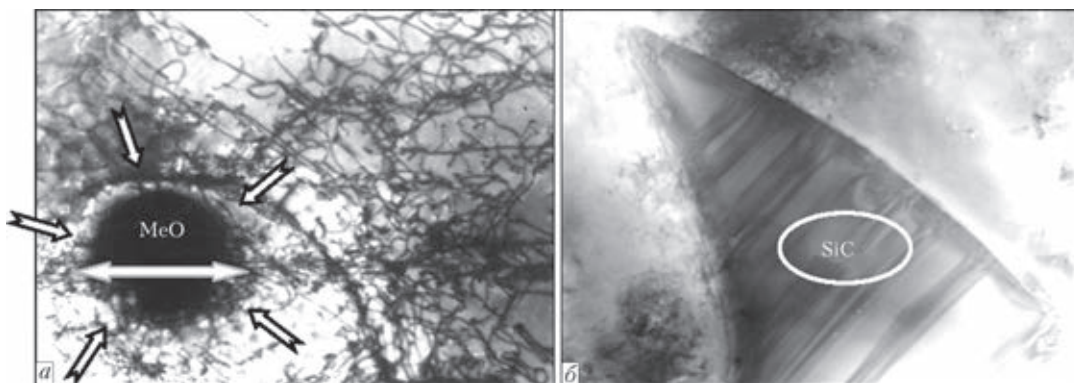


Рис. 1. Характер дислокационных конфигураций (концентраторов $\tau_{л/вн}$) в зоне распределения НВ в сварных соединениях: оксидных фаз (а, $\times 10000$) и рост локальных напряжений вдоль поверхности раздела Al-матрица/SiC и во внутренних объемах SiC-фаз (б, $\times 20000$)

трещин и др. было исследовано на сварных соединениях целого ряда сталей: соединениях углеродистых, низколегированных конструкционных и хладостойких сталей [4] при сварке под флюсом в защитных газах, с использованием различных покрытий электродов (рутилового и ильменитового типа) [5], при сварке под флюсом с цирконием [6], соединениях стабильноаустенитных швов в зависимости от типа флюсов (основных, кислых) [7]. Было показано, что в зависимости от размеров НВ, их распределения в металле шва происходит формирование определенных дислокационных конфигураций, различной их плотности, соответственно и различных по мощности полей внутренних напряжений. В случае формирования мелкодисперсных НВ, но при их плотном распределении в металле шва наблюдаются в зоне их скопления поля с высокой плотностью дислокаций, а значит образование в области скопления дисперсных НВ зон с высоким уровнем локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$). Особенно неблагоприятно распределение цепочек НВ (даже дисперсных размеров, $d_{\text{ч}} \sim 0,2 \dots 0,4$ мкм), способствующих формированию направленных дислокационных нагромождений — концентраторов $\tau_{л/вн}$, соизмеримых со значениями теоретической прочности ($\tau_{л/вн} \sim \tau_{\text{теор}}$). В то же время НВ более крупных размеров ($d_{\text{ч}} \sim 1,5 \dots 1,7$ мкм), при равномерном распределении во внутренних объемах зерен (рис. 1, а), не способствуют формированию сколько-нибудь значительных по величине локальных внутренних напряжений в металле шва, а следовательно не оказывают существенного влияния на трещиностойкость металла сварных соединений.

В результате выполненных исследований и аналитических оценок определили рациональные уровни достаточного раскисления металла шва, обеспечивающие не только общее снижение объемной доли НВ, но и более оптимальное их распределение; обоснованы выбор составов сварочных проволок [5], а также использование флюсов основного типа при оптимизации сварки углеро-

дистых, низколегированных конструкционных и нержавеющей сталей со стабильноаустенитными швами [7].

Как показали исследования на различных структурных уровнях, *армирующие и карбидные фазы* в металле сварных соединений, при их упрочняющем влиянии могут в зависимости от их размеров служить и источником разрушения металла сварных соединений. Так, в случае сварки Al-сплавов, армированных частицами карбида кремния SiC [8], максимальные прочностные характеристики сварных соединений обеспечиваются при размерах $d_{\text{ч}}$ частиц SiC порядка $0,6 \dots 0,8$ мкм. Увеличение $d_{\text{ч}}$ примерно до 2 мкм приводит к нарастанию упругих напряжений $\tau_{л/вн}$ вдоль поверхности раздела Al-матрица/SiC, что подтверждается при электронно-микроскопических исследованиях на просвет изменением контраста в этой области (рис. 1, б). Увеличение размеров армирующих фаз (сварка Al-сплавов, [8]) и карбидов (сварка Ni-сплавов, [1]) провоцирует лавинообразное возрастание дислокационной плотности во внутренних объемах фаз, вдоль поверхностей раздела и межзеренных границ, и, как следствие, возрастание внутренних напряжений и трещинообразование (рис. 2).

Влияние структуры и фазового состава металла. На примере сварки высокопрочных сталей, которые отличаются широким разнообразием фазовых составляющих в структуре соединений (феррит (Ф), верхний бейнит (Б_в), нижний бейнит (Б_н), мартенсит (М)) при экспериментальных исследованиях и последующих аналитических оценках определено влияние конкретных структурно-фазовых составляющих на общее изменение характеристик прочности, вязкости разрушения, а также трещиностойкости сварных соединений. Если дифференцированный вклад различных типов структур в изменение свойств прочности (σ_p , σ_b) и вязкости разрушения (K_{IC}) оценивался на основе известных зависимостей Холла–Петча, Орована, Краффта и др., то трещиностойкость (в зави-

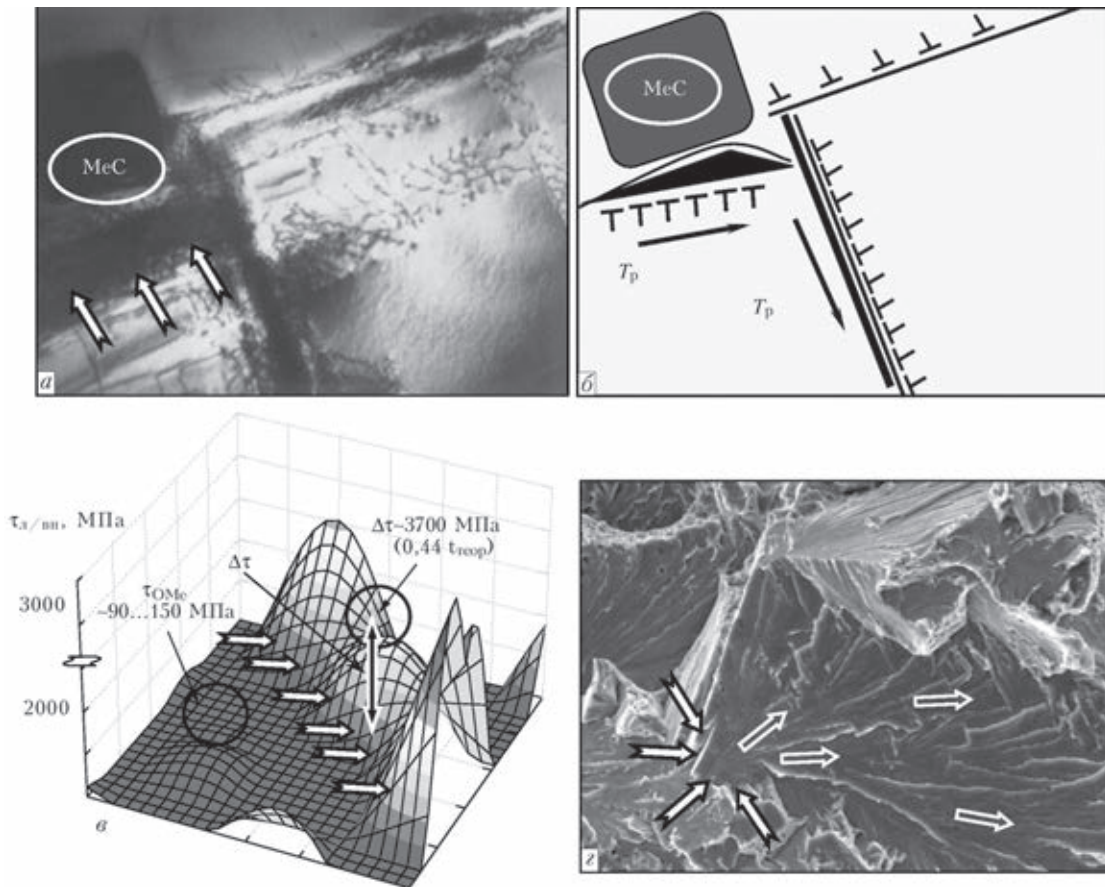


Рис. 2. Карбидные фазы (MeC) крупных размеров как концентраторы локальных внутренних напряжений на межзеренных границах: а — карбидные фазы на межзеренной границе ($\times 15000$); б — схематическое изображение зарождения трещины в этой области; в — рост локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ и их градиентов $\Delta\tau$ вдоль межзеренной границы; г — характер хрупкого транскристаллитного разрушения в направлении от концентратора напряжений ($\times 1010$)

симости от структур) оценивалась (в соответствии с зависимостями Стро, Конрада) по характеру формирования дислокаций в этих структурах непосредственно после сварки, а также по динамике дислокаций при последующих внешних нагружениях (статических, динамических, циклических и т. п.) [9–12]. В зависимости от распределения формирующихся дислокационных конфигураций (а соответственно мощности локальных внутренних напряжений) и их протяженности оценивали способность структурных составляющих металла к релаксации нарастающих локальных внутренних напряжений — либо по механизму пластической релаксации, либо хрупким разрушением.

Так, при восстановительном ремонте поверхностей железнодорожных колес после длительной эксплуатации, несмотря на различные технологические разработки, актуальным остается вопрос повышения прочности и трещиностойкости колес и соответственно снижения степени износа, что во многом зависит от технологии сварки и химического состава наплавленного металла, т. е. от сварочных проволок, обеспечивающих получение швов с ферритно-перлитной (Ф-П) и бейнитно-мартенситной (Б-М) структурами.

Исследования проводили на образцах цельноркатанных железнодорожных колес (колесная сталь 2 состава мас. %: 0,55...0,65 C; 0,5...0,9 Mn; 0,22...0,45 Si; $\leq 0,1$ V; не более 0,03 P и 0,035 S, ГОСТ 10791–89) после восстановительного ремонта. Сварку выполняли механизированным способом в CO_2 проволоками марок Св-08Г2С (Ф-П шов) и ПП-АН180МН (10Г1СХНФТ, Б-М шов). В результате исследования структуры и фазовых составляющих (Ф, П и др.), их объемной доли (V , %); размера зерен (D_z), а также изменений микротвердости (HV) различных зон металла шва, линии сплавления (Л.С), зоны термического влияния (ЗТВ), основного металла (ОМ) железнодорожного колеса после восстановительного ремонта установлено следующее. С точки зрения влияния на показатели прочности, пластичности и трещиностойкости использование проволоки ПП-АН180МН способствует наиболее оптимальной структуре, которая обеспечивается отсутствием резких градиентов по размерам структурных составляющих и микротвердости, равномерным фазовым составом (при переходе от металла шва в колесную сталь) и заметным измельчением структуры наплавленного металла (по сравнению с Ф-П швом).

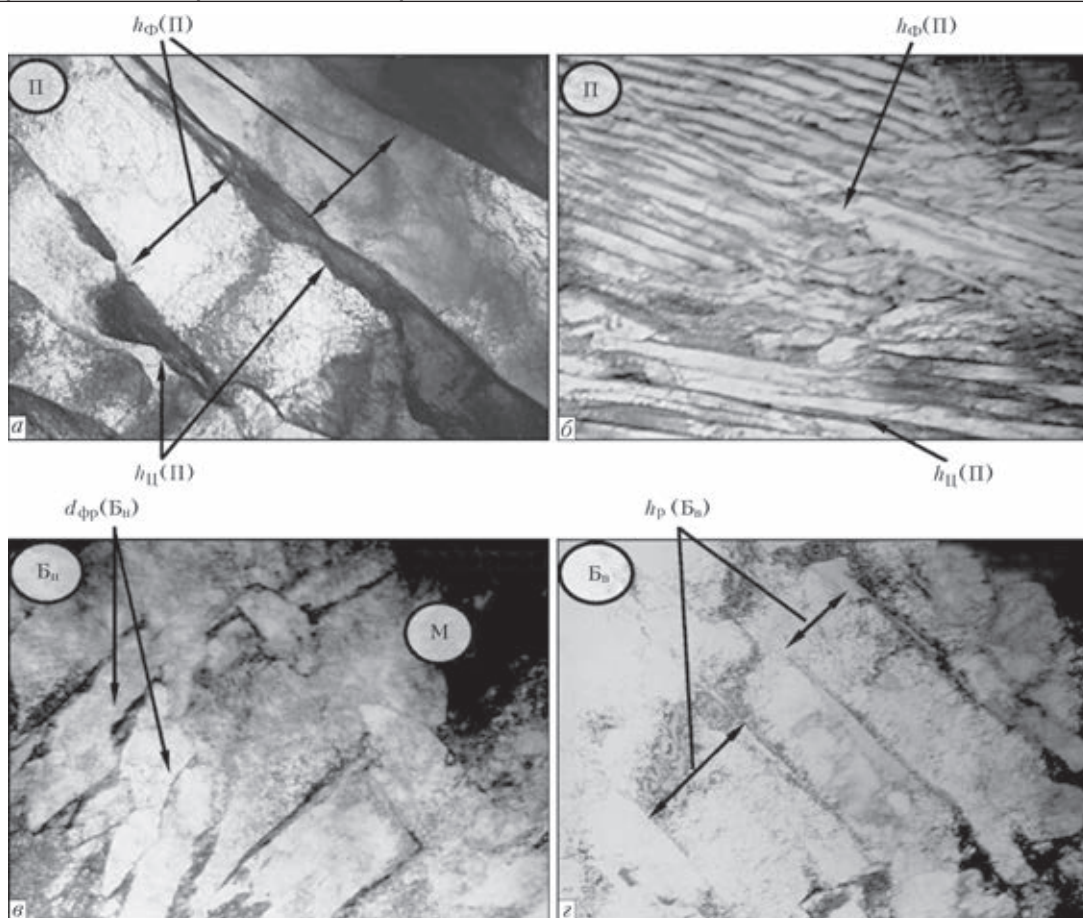


Рис. 3. Тонкая структура различных зон сварных соединений колесной стали 2 для условий сварки проволоками Св-08Г2С (а, б) и ПП-АН180МН (в, г). Металл шва (а–в) на различном расстоянии δ от линии сплавления: а, в — $\delta \sim 4000$ мкм ($\times 20000$); б — ~ 500 мкм ($\times 30000$); г — участок крупного зерна металла ЗТВ ($\times 30000$)

Детальные исследования на просвет металла шва и ЗТВ сварных соединений в зависимости от состава наплавленного металла показали особенности изменения тонкой структуры (субструктуры, плотности дислокаций и др.) (рис. 3). При использовании проволоки Св-08Г2С наиболее заметные структурные изменения происходят по мере перехода от металла шва (т. е. наплавленного металла) в ЗТВ (в колесную сталь) за счет резкого измельчения ширины реек феррита ($h_{\text{Ф}}$) и цементитных пластин ($h_{\text{Ц}}$) перлитной структуры и увеличения плотности дислокаций, что возможно будет приводить к значительному упрочнению в области зоны сплавления (со стороны шва), а также способствовать формированию локальных концентраторов внутренних напряжений, являющихся причиной трещинообразования (рис. 3, а, б).

Для металла шва (рис. 3, в) с Б-М структурой, состоящей из бейнита верхнего $B_{\text{в}}$, нижнего $B_{\text{н}}$, мартенсита М и ферритных оторочек $\Phi_{\text{от}}$ характерно формирование дисперсной фрагментированной бейнитной структуры с размерами фрагментов $B_{\text{н}}$ ($d_{\text{Фр}}$) порядка $0,15 \dots 0,5$ мкм при однородном распределении плотности дислокаций ρ примерно $5 \cdot 10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Ширина реек бейнитной и мартенситной структур составляет примерно $h_{\text{Бв}}$

$0,5 \dots 1,2$ мкм; $h_{\text{Бн}}$ — $0,4 \dots 0,7$ мкм; $h_{\text{М}}$ — $1 \dots 1,5$ мкм соответственно. При переходе в колесную сталь параметры тонкой структуры металла I зоны ЗТВ практически не изменяются (рис. 3, г), наблюдается также равномерное распределение дислокационной плотности, что, по-видимому, должно способствовать оптимальному сочетанию свойств прочности, пластичности и отсутствию локальных концентраторов напряжений — источников трещинообразования.

Экспериментальная база данных, полученная в результате исследований на всех структурных уровнях (от макро- до микроуровня) позволила выполнить аналитические оценки наиболее значимых механических и эксплуатационных характеристик сварных соединений колесной стали 2 в зависимости от состава сварочных проволок. Было показано, что в сварных соединениях, выполненных проволокой Св-08Г2С (рис. 4, а) общее (суммарное) $\Sigma \sigma_{\text{т}}$ упрочнение металла шва ($\Sigma \sigma_{\text{т}} \sim 480$ МПа) обусловлено преимущественно влиянием цементитных пластин ($\Delta \sigma_{\text{д.у.}} \sim 190 \dots 230$ МПа) перлитной составляющей. При приближении к ЗТВ в локальной зоне перехода от шва к линии сплавления (на глубине $\delta \sim 500$ мкм от зоны сплавления) общий уровень $\Sigma \sigma_{\text{т}}$ резко (в 1,5 раза)

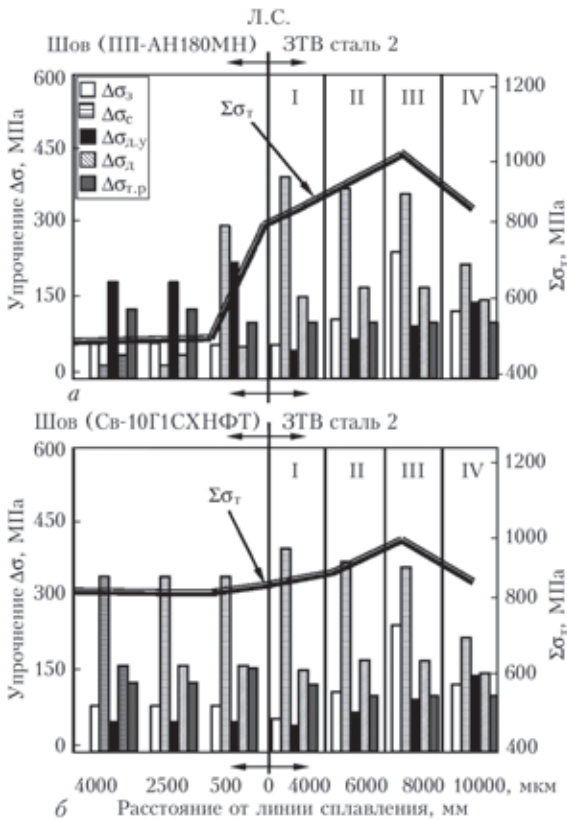


Рис. 4. Дифференцированный вклад различных структурных составляющих ($\Delta\sigma$) в общее (интегральное) значение упрочнения ($\Sigma\sigma_T$) металла сварных соединений колесной стали (сталь 2) при сварке проволокой Св-08Г2С (а) и ПП-АН-180МН (б): в металле шва и по всем участкам ЗТВ (I–IV — перегрева, нормализации, неполной перекристаллизации, рекристаллизации соответственно)

повышается ($\Sigma\sigma_T \sim$ до 800 МПа) за счет возрастания вклада субструктурного ($\Delta\sigma_c \sim$ до 300 МПа) и дислокационного ($\Delta\sigma_d \sim$ до 60 МПа) упрочнений.

В сварных соединениях, выполненных проволокой ПП-АН180МН (рис. 4, б), на участке перехода от шва к ЗТВ происходит плавное изменение общего уровня упрочнения: $\Sigma\sigma_T \sim$ от 827...855 МПа (в металле шва) до $\sim$ 857 МПа (I участок ЗТВ). Наибольший вклад в интегральное упрочнение вносят субструктура ($\Delta\sigma_c \sim$ 345 МПа), частицы карбидных фаз ($\Delta\sigma_{\tau} \sim$ 75 МПа) и повышение общей плотности дислокаций ($\Delta\sigma_d \sim$ $\sim$ 140...200 МПа) за счет бейнитной (B_n) и мартенситной составляющих. Таким образом, сопоставлением упрочняющего влияния всех формирующихся структур в исследованных Ф-П и Б-М швах установлен факт наиболее значимых по уровню влияния структурных факторов, которыми в данном случае являются структуры нижнего бейнита.

Результаты расчетных оценок вязкости разрушения (K_{IC}) сварных соединений колесной стали 2 для Ф-П и Б-М швов, а также анализ сочетания K_{IC} и σ_T показали следующее. Установлено, что при сварке с использованием ПП-АН180МН

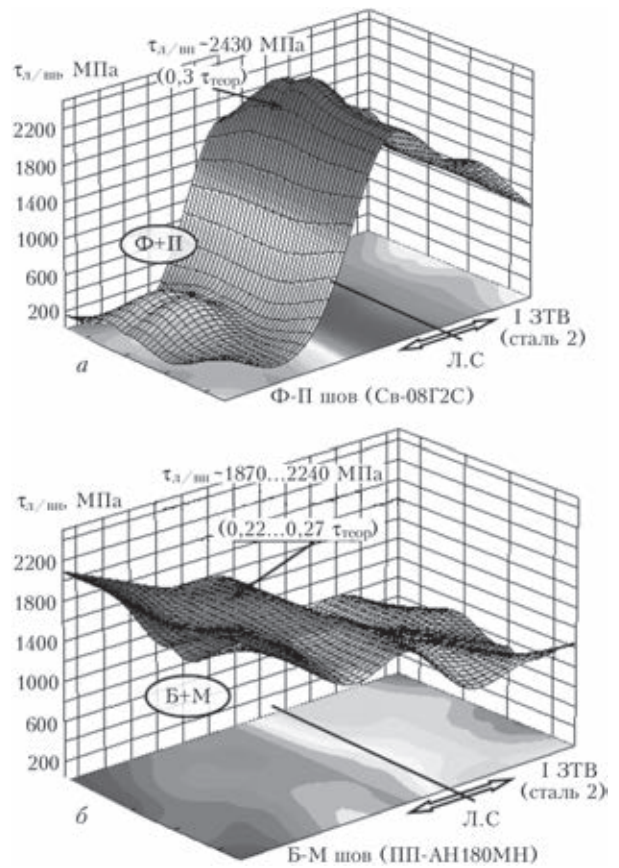


Рис. 5. Уровень локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$), формирующихся в различных зонах сварных соединений колесной стали, в зависимости от состава наплавленного металла: а — Св-08Г2С; б — ПП-АН180МН

(Б-М шов), значение K_{IC} несколько выше (в среднем на 20 %), что обусловлено измельчением величины зерна, формированием субструктуры и равномерным распределением дислокаций. При этом также наблюдается высокий уровень прочности, что свидетельствует о хорошем сочетании прочностных и пластических характеристик сварного соединения. Низкий показатель K_{IC} характерен для Ф-П шва, что связано с формированием крупнозернистой перлитной составляющей, градиентной по размерам зеренной структуры.

Расчетные оценки локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$) при сопоставлении этих значений с теоретической прочностью материала, приведенные на диаграммах рис. 5, показывают следующее. Более низкий общий уровень распределенных в шве локальных внутренних напряжений формируется в сварных соединениях, выполненных проволокой Св-08Г2С (рис. 5, а). Величина $\tau_{л/вн}$ соответствует примерно значению 200...400 МПа, что составляет около $0,04\tau_{теор}$. При приближении к ЗТВ (на глубине $\delta \sim$ 500 мкм от линии сплавления) и переходе в колесную сталь (I зона ЗТВ) резкое (на порядок) повышение плотности дислокаций ρ от $\sim 4...6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ до $\sim 5...8 \cdot 10^{10} \text{ м}^{-2}$ приводит к формированию градиен-

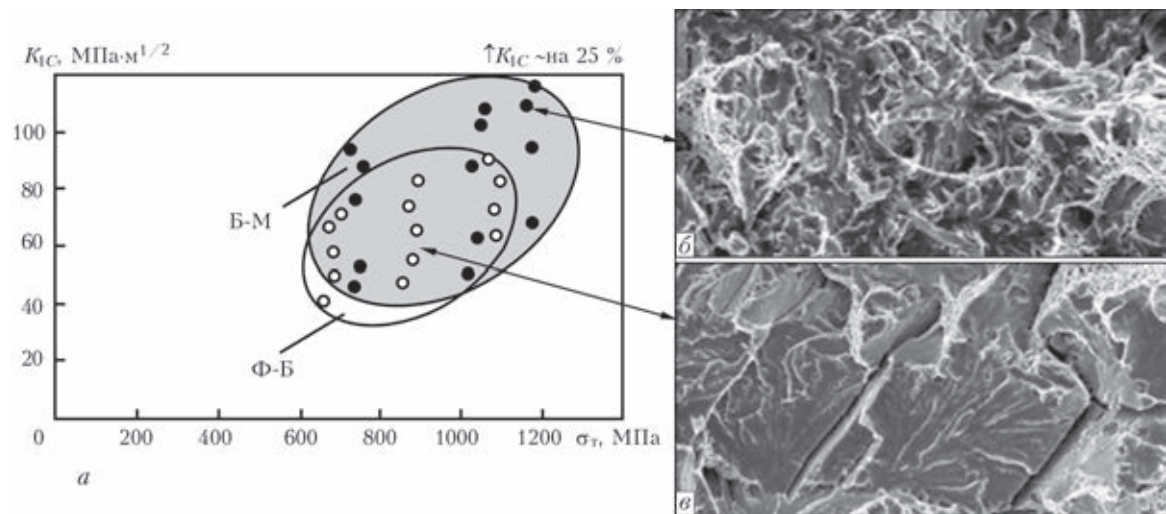


Рис. 6. Сопоставление показателей текучести (σ_t) и вязкости разрушения (K_{IC}) сварных соединений стали 17Х2М (а) и характер разрушения таких соединений в зависимости от типа сварочной проволоки (×600): б — Ф-Б шов; в — Б-М шов

тов ($\Delta\tau_{л/вн} \sim 2000$ МПа) внутренних напряжений (относительно металла шва). Максимальные значения $\tau_{вн}$, структурно инициируемые локальными дислокационными скоплениями, обусловли-

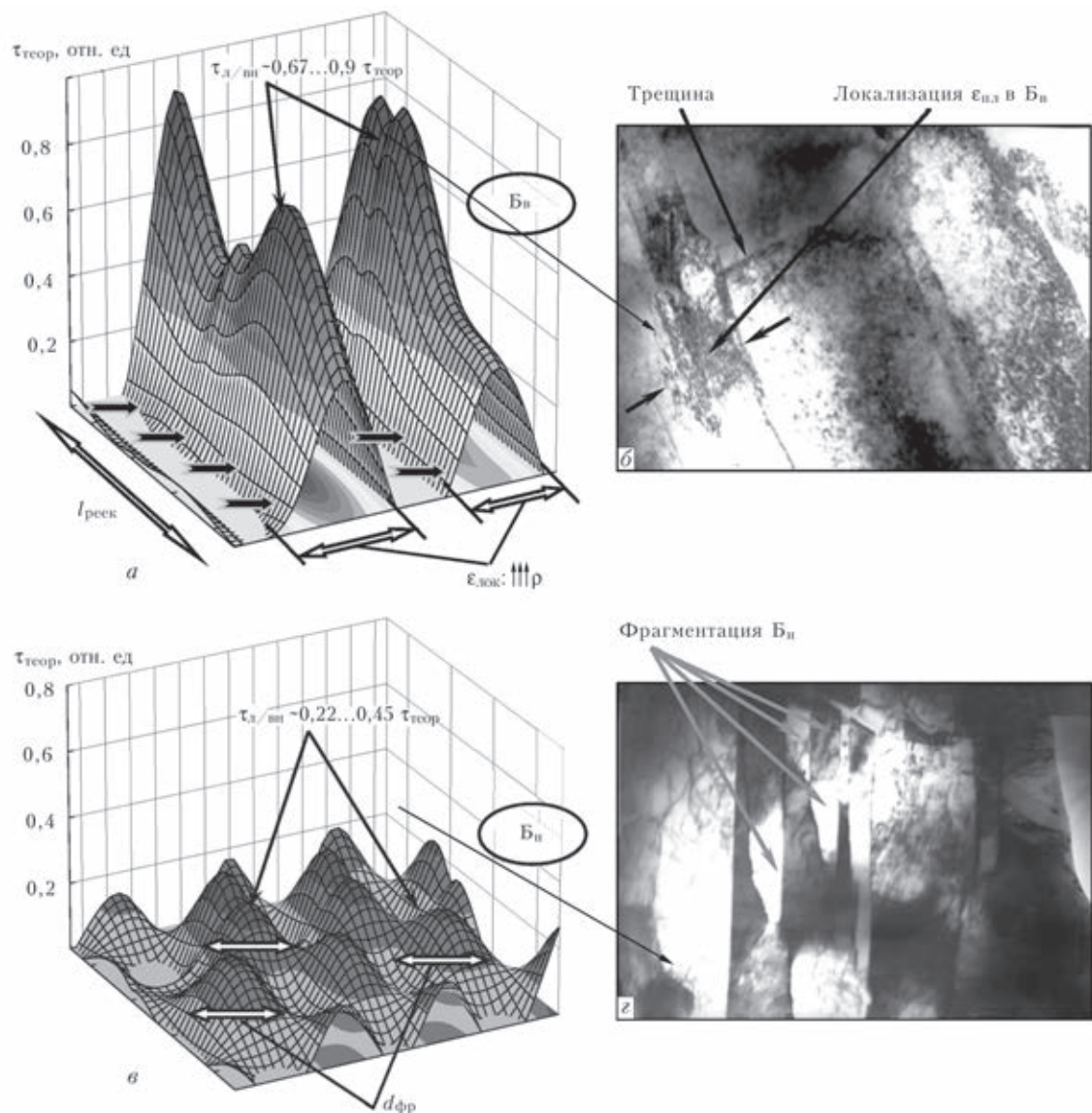


Рис. 7. Расчетные значения локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в сопоставлении с теоретической прочностью и соответствующая структура верхнего (а, б) и нижнего бейнита (б, в), ×30000

вают напряжения $\tau_{л/вн}$ порядка 2240...2430 МПа, что составляет 0,3...0,4 теоретической прочности ($\tau_{теор}$).

В случае использования ПП-АН180МН (рис. 5, б) в металле шва наблюдаются более высокие значения $\tau_{л/вн}$ порядка 1870...2240 МПа, что составляет около 0,25 $\tau_{теор}$. Показано, что в Б-М шве распределение локальных внутренних напряжений имеет безградиентный характер и равномерно снижается (до 900...1100 МПа) при переходе в металл ЗТВ колесной стали. Таким образом, Б-М структура, формирующаяся как со стороны металла шва, так и со стороны колесной стали (I зона ЗТВ) характеризуется наиболее равномерным распределением локальных внутренних напряжений, отсутствием их градиентов и не представляет опасности трещинообразования.

Таким образом, исследованиями структурных параметров металла сварных соединений, формирующихся при восстановительном ремонте железнодорожных колес после эксплуатации с использованием проволок различного химического состава (Св-08Г2С и ПП-АН180МН), а также аналитической оценкой (на базе структурных исследований) изменений механических свойств, показано, что наиболее оптимальным по эксплуатационным характеристикам (прочности, пластичности, трещиностойкости) является использование ПП-АН180МН при формировании структуры Б-М типа.

Аналитический подход к оценке взаимосвязи механических свойств и трещиностойкости был применен и при исследовании сварных соединений высокопрочной стали 17Х2М с использованием различных типов проволок: Св-08Г2С (Ф-Б шов) и Св-10ХН2ГСМФТЮ (Б-М шов) (рис. 6).

Результаты выполненных оценок величин $\tau_{л/вн}$, а также соотношение этих значений с теоретической прочностью материала, приведенные на диаграммах рис. 7 для различных вариантов химического состава металла шва (Ф-Б и М-Б типа) показывают следующее. Наиболее высокие значения $\tau_{л/вн}$ в структуре верхнего бейнита для соответствующих зон сварного соединения, характерны для случая сварного соединения с Ф-Б швом (рис. 7, а, б). А наиболее низкие значения, причем при сравнительно равномерном их распределении по металлу соответствующей зоны сварки, наблюдаются в случае сварного соединения с М+Б швом, чему, по-видимому, способствует (как это и

подтверждается структурными исследованиями) формирование мелкозернистых М и Б_н-структур (рис. 7, в, г). Как видно, характер структур, формирующихся при использовании различных по химическому составу типов сварочных проволок, существенным образом влияет как на распределение, так и на уровень локальных внутренних напряжений металла сварных соединений.

1. Тонкая структура ЗТВ сварных соединений жаропрочного никелевого сплава типа хастеллой / К. А. Ющенко, М. В. Бельчук, Л. И. Маркашова, В. Н. Липодаев // Автомат. сварка. – 1989. – № 2. – С. 19–22.
2. Савченко В. С., Маркашова Л. И., Ющенко К. А. Влияние состава и тонкой структуры швов на процессы термопластической деформации и образование подваликовых трещин при сварке аустенитных сталей // Там же. – 1994. – № 4. – С. 6–10.
3. К вопросу о структурной и химической неоднородности металла однослойных швов / И. К. Походня, А. Д. Васильев, Л. Н. Орлов, Г. А. Шевченко // Там же. – 1981. – № 12. – С. 1–6.
4. О металлургической роли двуокиси циркония в сварочных флюсах / А. В. Залевский, Г. И. Парфессо, Л. И. Маркашова, С. А. Ус // Там же. – 1982. – № 4. – С. 54–56.
5. Влияние степени окисленности на особенности структуры и механические свойства металла шва, выполненного электродами с рутиловым и ильменитовым покрытиями / И. К. Походня, Г. Е. Коляда, И. Р. Явдошин и др. // Там же. – 1982. – № 2. – С. 10–14.
6. Маркашова Л. И., Залевский А. В. О механизме влияния субмикроскопических оксидных включений // Свариваемость и технология сварки конструкционных сталей и чугунов. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1985. – С. 112–114.
7. Причины снижения низкотемпературной ударной вязкости стабильноаустенитных швов / А. М. Солоха, Л. И. Маркашова, К. А. Ющенко, Е. В. Ходаковская // Автомат. сварка. – 1984. – № 8. – С. 24–26.
8. Исследование структуры дисперсноупрочненного композиционного материала (Al-4 % С) / Л. И. Маркашова, В. Р. Рябов, В. В. Стаценко, А. Н. Муравейник // Там же. – 1995. – № 6. – С. 21–26.
9. Структурный подход к оценке механических свойств в ЗТВ соединений сталей и сплавов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк и др. // Сб. тр. Междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». – 13–17 сент. 2004 г. – Казивели, Крым. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2004. – С. 174–179.
10. Структурные факторы, определяющие свойства прочности, пластичности и разрушение сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Там же. – 2008. – С. 87–94.
11. Структурный критерий оценки прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // 36. пр. IV Міжнар. конф. «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій». – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАНУ, 2009. – С. 447–451.
12. Оценка прочности и трещиностойкости металла железнодорожных колес после длительной эксплуатации / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, А. А. Гайворонский и др. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2011. – № 6. – С. 73–79.

Поступила в редакцию 28.03.2014

УДК 621.791.72:621.791.052:620.17

ОСОБЕННОСТИ ДЕГРАДАЦИИ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ ТЭС

В. В. ДМИТРИК, С. Н. БАРТАШ

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт».
61002, г. Харьков, ул. Фрунзе, 21. E-mail: svarka126@ukr.net

Приведены особенности деградации структуры и повреждаемости металла сварных соединений паропроводов ТЭС длительно (более 250000 ч) эксплуатируемых в условиях ползучести и малоциклового усталости. Показано, что сварные соединения из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ повреждаются преимущественно по участкам сплавления, перегрева и неполной перекристаллизации металла в околошовной зоне, а также в местах соединения разнотолщинных трубных элементов. Библиогр. 13, табл. 1.

К л ю ч е в ы е с л о в а : сварные соединения паропроводов, деградация, структура, трещины ползучести, трещины усталости, карбиды

Выявление особенностей деградации структуры металла сварных соединений паропроводов, длительно эксплуатируемых (>250000 ч) в условиях ползучести и малоциклового усталости, представляется актуальным, как эффект начальной стадии их повреждаемости. Повреждаемость паропроводов преимущественно происходит одновременно по механизму образования микропор ползучести и по механизму образования микротрещин усталости [1–4]. Сварные соединения паропроводов, характеризующиеся существенно увеличенной структурной, химической и механической неоднородности

Виды повреждаемости сварных соединений паропроводов при их длительной эксплуатации (более 250 тыс. ч)

Зона повреждаемости. Вид трещин. Направление развития трещин	Металлографические особенности повреждаемости	Причины, вызвавшие повреждаемость
Трещины ползучести		
Участки сплавления, перегрева и неполной перекристаллизации металла ЗТВ, металл шва (МШ) и реже основной металл (ОМ). Трещины развиваются с наружной поверхности сварных соединений перпендикулярно оси элемента паропровода. Поперечные трещины образуются в сварных тройниках с утоненной стенкой штуцера.	По границам контакта 3-х или 2-х укрупненных зерен α-фазы, в местах контакта зерен с коагулирующими карбидами $M_{23}C_6$. По границам зерен α-фазы, где находятся новые продукты распада аустенита в виде зернистого перлита (участок неполной перекристаллизации ЗТВ).	1. Конструкционные, вызванные высокой локальной концентрацией напряжений, в зонах контакта разнотолщинных элементов паропроводов. Наличие подрезов. 2. Технологические, вызванные наличием исходной браковочной структуры или структуры близкой к браковочной, что обусловлено увеличенным сварочным нагревом и термической обработкой, выполненной с нарушением требований нормативной документации (НД); не соответствием химического состава металла шва требованиям нормативной документации. 3. Эксплуатационные, вызванные условиями эксплуатации: отличием фактического состояния паропроводов от проектного; увеличением количества пусков-останов энергоблоков; повышенной скоростью разогрева в процессе пуска; условиями маневренного режима работы энергоблоков
Коррозионно-усталостные трещины		
Зоны контакта разнотолщинных трубных элементов, участки сплавления, перегрева и неполной перекристаллизации металла ЗТВ, МШ и ОМ (реже). Трещины развиваются с внутренней поверхности сварных соединений. Форма трещин: нитевидная, с разветвлениями, в виде затупленной трещины, заполненной продуктами коррозии; острые трещины с боковыми разветвлениями.	Образование трещин происходит по границам и по телу зерен с преобладанием одного или другого вида, что зависит от условий эксплуатации.	Зарождение и рост трещин вызывает совместное влияние на металл циклических термонапряжений и коррозионной среды, а также активируется деградацией структуры.

родностью, соответственно повреждаются значительно интенсивнее (кроме гибов), чем основной металл. Ресурс эксплуатации сварных соединений паропроводов составляет примерно 0,6...0,8 ресурса основного металла [2, 5–9, 11–12].

Повреждаемость сварных соединений паропроводов (таблица) обеспечивается технологическими, конструкционными и эксплуатационными факторами. При наработке сварных соединений свыше 250 тыс. ч особенности повреждаемости, выявляемые металлографическими методами, заметно отличаются от аналогичных особенностей повреждаемости сварных соединений, длительность эксплуатации которых составляет 60...200 тыс. ч [2, 10]. Структура металла участков ЗТВ сварных соединений паропроводов, а также металла шва и основного металла с различной интенсивностью превращается в феррито-карбидные смеси, которые отличаются: величиной зерен α -фазы; уровнем полигонизации зерен; скоростью карбидных реакций $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$; скоростью коагуляции карбидов I группы; уровнем сегрегации хрома и молибдена в приграничных зонах зерен α -фазы; наличием мест, где границы зерен α -фазы отходят от коагулирующих карбидов; локальной ликвидацией границ зерен α -фазы, что можно рассматривать как начальную стадию первичной рекристаллизации [7, 9–10].

Изменение структуры металла длительно эксплуатируемых паропроводов обусловлено физико-химическими процессами, интенсивность которых в металле сварных соединений паропроводов является большей, чем в их основном металле [9–10, 13, 14]. Наличие разности градиентов химических потенциалов хрома и молибдена по сечению кристаллов α -фазы вызывает их диффузионное перемещение в приграничные зоны кристаллов, что приводит к сеграционным явлениям. Создаются условия для прохождения карбидных реакций $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$. Высвобождение углерода из M_3C и M_7C_3 приводит к образованию новых карбидов II группы Mo_2C и VC . В карбидах количество молибдена приближается к 50 %.

Выявили, что карбиды VC практически не коагулируют при наработке сварных соединений (стали 15X1M1Ф и 12X1MФ) до 300000 ч. Имеет смысл уточнить способность к коагуляции карбида Mo_2C . Уменьшение хрома и молибдена в узлах кристалла α -фазы снижает эффект торможения дислокаций, что приводит к полигонизации зерен α -фазы (образование субзеренной структуры).

При локальном скоплении дислокаций возле границ зерен α -фазы они могут частично проникать через границу и расходиться в другом зерне в виде вакансий, атомов замещения, а также перерезать удлинённые карбиды $M_{23}C_6$. Энергия границ зерен возрастает до уровня, способствующего образованию дислокаций в соседних зернах.

Наличие структурной, химической и механической неоднородностей приводит к большей степени деградации металла сварных соединений, чем основного металла. Для повышения надежности эксплуатации сварных соединений паропроводов и для увеличения их ресурса наработки целесообразно затормозить физико-химические процессы, которые происходят в их металле при длительной эксплуатации в условиях ползучести и малоциклового усталости, что представляется возможным путем применения сталей нового поколения.

1. Антикайн П. А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. – М.: Энергосервис, 2001. – 440 с.
2. Хромченко Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов. – М.: Машиностроение, 1992. – 352 с.
3. Дмитрик В. В. Сварные соединения паропроводов. – Харьков.: Майдан, 2013. – 163 с.
4. Оценка остаточного ресурса сварных соединений трубопроводов ТЭС / В. В. Дмитрик, А. К. Царюк, А. А. Бугаец, Е. Д. Гринченко // Автомат. сварка. – 2006. – № 2. – С. 7–11.
5. Дмитрик В. В. К ползучести сварных соединений из низколегированных $Cr-Mo-V$ теплоустойчивых перлитных сталей // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2004. – №6. – С. 88–92.
6. РД 135-34. 1-003-01 (PTM-1с). Сварка, термообработка и контроль трубных систем котлов и трубопроводов при монтаже и ремонте энергетического оборудования. – М.: НПО ОБТ, 2001. – 72 с.
7. Анохов А. Е., Алексеева И. А. Накопление повреждений в сварных соединениях паропроводов из стали 12X1MФ в процессе ползучести // Свароч. пр-во. – 1982. – № 9. – С. 34–35.
8. Хромченко Ф. А. Надежность сварных соединений труб, котлов и паропроводов. – М.: Энергоиздат, 2001. – 214 с.
9. Тонкая структура зоны термического влияния при сварке стали 15X1M1Ф / Т. Г. Березина, Э. Р. Бородин, Л. А. Ашихмина, А. З. Лепехин // Автомат. сварка. – 1974. – № 12. – С. 19–22.
10. Особенности структурных изменений в сварных соединениях стали 15X1M1Ф при ползучести / Ф. А. Хромченко, Р. И. Калугин, В. А. Лаппа, И. В. Федина // Свароч. пр-во. – 1999. – № 10. – С. 12–15.
11. МУ34-70-161–87. Методические указания по металлографическому анализу при оценке качества и исследования причин повреждений сварных соединений паропроводов из стали 12X1MФ и 15X1M1Ф тепловых электростанций. – М.: ВТИ им. Ф. Э. Дзержинского, 1987. – 190 с.
12. Типовая инструкция по контролю и продлению службы металла основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций. РД 34.17.421–92. – М.: Служба передового опыта ОРГРЭС, 1992. – 94 с.
13. Дмитрик В. В., Шелепов И. Г. К оценке остаточного ресурса сварных соединений паропроводов ТЭС по структурному фактору // Энергетика и Электрофикация. – 2005. – № 9. – С. 41–43.

Поступила в редакцию 20.05.2014

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ВОДОРОДА С ДЕФОРМИРОВАННЫМ МЕТАЛЛОМ

А. П. ПАЛЬЦЕВИЧ, В. С. СИНЮК, А. В. ИГНАТЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: synyukv@gmail.com

В работе исследованы особенности формирования остаточного водорода в результате пластической деформации металла, содержащего диффузионный водород. Характерной особенностью этого процесса является увеличение содержания водорода, связанного с дислокациями, $[H]_{\text{деф}}$. Об этом свидетельствует появление пика в спектре термодесорбции с максимальной скоростью удаления при температуре 150...170 °С, а также увеличение $[H]_{\text{деф}}$ при увеличении степени пластической деформации. Также экспериментально показано, что с течением длительного времени хранения деформированных образцов при комнатной температуре наблюдается уменьшение $[H]_{\text{деф}}$, что подтверждает обратимый характер дислокаций как ловушек водорода. Величина коэффициента диффузии водорода в пластически деформированном металле шва определяется взаимодействием водорода с дислокациями и на три порядка меньше, чем для недеформированного металла. Как показали эксперименты, с повышением прочности металла величина пластической деформации, при которой происходит разрушение, уменьшается под действием диффузионного водорода. При этом содержание $[H]_{\text{деф}}$ в момент разрушения также значительно уменьшается с повышением прочности металла. Библиогр. 12, табл. 3, рис. 5.

Ключевые слова: диффузионный водород, остаточный водород, деформационный водород, пластическая деформация, термодесорбционный анализ водорода

Поведение водорода в металлах рассматривают обычно с точки зрения его растворимости, диффузии и взаимодействия с дефектами структуры [1, 2]. Одним из несовершенств кристаллического строения металла сварных швов и сталей являются дислокации, представляющие собой линейные дефекты кристаллической структуры [3, 4]. В отожженных кристаллах содержится от 10^4 до 10^6 дислокаций на 1см^2 . Пластическая деформация кристаллических материалов осуществляется путем зарождения и движения дислокаций, при этом их плотность возрастает до $10^{10}...10^{12}\text{ см}^{-2}$ [5]. В железе и сталях под влиянием полей напряжения дислокаций происходит закрепление и перераспределение атомов внедрения (водорода, углерода, азота), среди которых водород имеет наименьшую энергию связи и наибольший коэффициент диффузии [3, 6–8]. Поэтому на образовавшихся «свежих» дислокациях [8] в результате пластической деформации водород закрепляется первым.

При дуговой сварке сталей происходит поглощение водорода металлом сварочной ванны. Для

высокопрочных сталей актуальной задачей является предупреждение образования холодных трещин [9]. Механизм образования трещин во многих случаях связывают со взаимодействием водорода с дислокационной структурой металла швов и околошовной зоны, обусловленной термодеформационным циклом сварки. В то же время при наличии теоретических предпосылок связи водорода с дислокациями и его роли в образовании холодных трещин недостаточно экспериментальных данных, указывающих на характерные особенности взаимодействия водорода с дислокациями в сталях и сварных швах. Поэтому настоящая работа посвящена исследованию взаимодействия водорода с пластически деформированным металлом сварных швов.

В качестве материала для исследований использовали сталь ВСтЗсп, а также металл шва, полученный в результате однопроводной сварки низководородными электродами УОНИ-13/55 и опытными электродами ИП (табл. 1).

Таблица 1. Химический состав экспериментальных материалов, мас. %

Материал	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	Mo	V	Al
Сталь ВСтЗсп	0,12	0,139	0,37	0,022	0,012	0,12	0,1	-	-	-	-
Металл шва (УОНИ-13/55)*	0,062	0,274	0,96	0,008	0,0019	-	-	0,024	-	-	-
Металл шва (ИП)*	0,04	0,270	0,98	0,007	0,015	0,88	2,36	0,005	0,45	0,18	0,007

* Химический состав определялся спектральным анализом на многослойной наплавке.

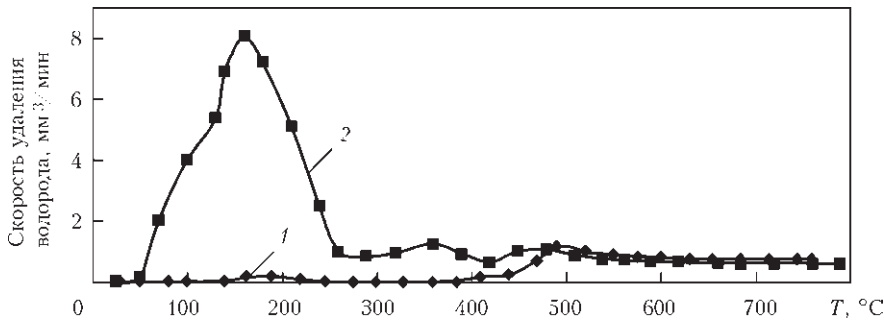


Рис. 1. Термодесорбция остаточного водорода из деформированного и недеформированного металла шва: 1 — образец без деформации; 2 — образец с деформацией 6 %

Для определения влияния холодной пластической деформации на поведение водорода в металле однослойного шва сравнивали его состояние остаточного водорода после удаления $[H]_{\text{диф}}$ в деформированном и недеформированном образцах. Деформацию образцов, которые представляли собой наплавленный валик на заготовку с размерами $10 \times 15 \times 45$ мм в тисках с медными водоохлаждаемыми губками, выполняли изгибом в оправке спустя 2...5 мин после охлаждения в воде. Величину пластической деформации в центральной части шва задавали радиусом кривизны оправок. После хранения в течение 5 сут при комнатной температуре из верхней части наплавленного металла вырезали образцы с размерами $15 \times 4 \times 1$ мм. Измерение содержания остаточного водорода выполняли при помощи термодесорбционного анализа (ТДА) [10], усовершенствованного для измерения содержания фракций водорода в металле, выделяющихся в процессе нагрева до 900°C с регулируемой скоростью, которая в процессе анализа составляла $5^\circ\text{C}/\text{мин}$.

Результаты ТДА недеформированного и деформированного изгибом на 6 % металла шва, наплавленного электродами ИП (табл. 1), представлены на рис. 1. По приведенным данным видно, что в спектре ТДА обоих образцов есть остаточный водород, который начинает удаляться при достижении температуры около 500°C . Для деформированного

образца характерным является наличие пика водорода $[H]_{\text{деф}}$ с температурой максимума $150...170^\circ\text{C}$, причина появления которого обусловлена связью водорода с дислокационной структурой деформированного металла, из которой он удаляется при нагреве. Такой же пик водорода при ТДА из чистого железа после термического насыщения, холодной пластической деформации

и удаления диффузионного водорода был получен в работе [11].

Влияние степени пластической деформации металла однослойного шва, выполненного электродами УОНИ-13/55, на перераспределение водорода показано на рис. 2. По представленным данным видно, что с уменьшением степени пластической деформации снижается концентрация водорода в деформированном металле $[H]_{\text{деф}}$.

Дислокации относятся к обратимым ловушкам водорода из-за низкой энергии связи [3, 6, 7]. В этом случае при десорбции диффузионного водорода из образца водород, удерживаемый дислокациями, должен переходить в кристаллическую решетку и, таким образом, концентрация $[H]_{\text{деф}}$ должна снижаться. С целью проверки уменьшения концентрации $[H]_{\text{деф}}$ серия сварных образцов, выполненных электродами УОНИ-13/55, была деформирована на 6 % и находилась в лабораторном помещении при $T = 16...25^\circ\text{C}$. Через промежутки времени, указанные на рис. 3, из сварных образцов вырезали образцы и выполняли ТДА для определения концентрации $[H]_{\text{деф}}$. Наблюдается снижение концентрации водорода от 1,4 до $0,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ в деформированных швах в течение длительного времени (рис. 3). Особенностью этого снижения является смещение максимума пика удаления $[H]_{\text{деф}}$ от 120 к 170°C . Таким образом,

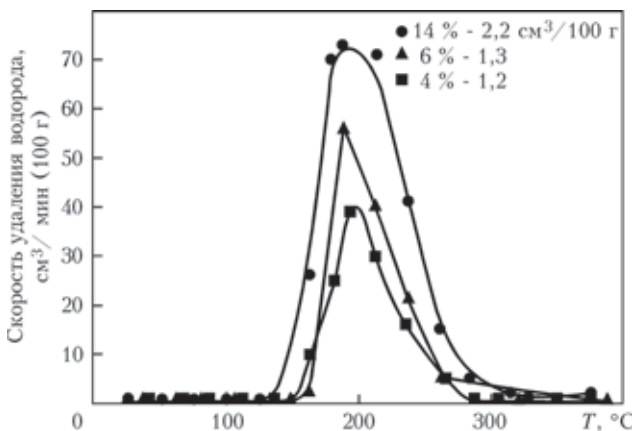


Рис. 2. Влияние степени пластической деформации на содержание $[H]_{\text{деф}}$

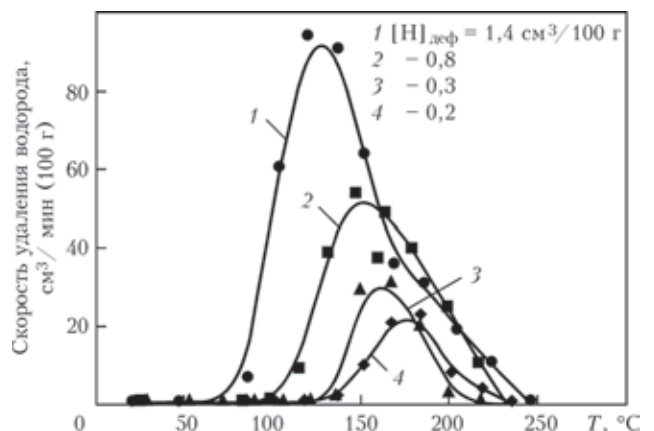


Рис. 3. Термодесорбция водорода из образцов после сварки: 1 — через 5 сут; 2 — 64; 3 — 95; 4 — 124

при комнатной температуре происходит удаление водорода из дислокационной структуры деформированного металла.

Для исследования влияния пластической деформации на диффузию водорода при комнатной температуре использовали цилиндрические образцы, полученные отбором проб металла из сварочной ванны в кварцевую трубку при сварке электродами УОНИ-13/55 диаметром 5 мм. Исходный образец диаметром 4,8 мм и длиной 15 мм деформировали плущением (деформация около 30 %) и обтачивали до цилиндрической формы. Для проведения опытов применяли камеру, которая позволяла собирать из образца выделяющийся водород примерно до 16 ч для одного цикла измерения, что позволило увеличить чувствительность измерения. Сравнение кинетики удаления водорода при комнатной температуре для деформированного и недеформированного образца приведено на рис. 4.

ТДА образцов после окончания этапа измерения кинетики удаления водорода показал, что в деформированном образце присутствует $[H]_{\text{деф}}$ в количестве 0,6 мл/100 г с максимальной скоростью удаления при $T = 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, а в недеформированном образце $[H]_{\text{деф}}$ отсутствует. В пластически деформированном металле практически весь водород связан с дислокационной структурой. Для того, чтобы атом водорода смог выйти из металла, ему сначала необходимо преодолеть энергетический барьер и оторваться от удерживающей его дислокации. Поэтому в деформированном металле значение коэффициента диффузии определяется связью водорода с дислокациями и составляет $3,2 \cdot 10^{-8}\text{ см}^2/\text{с}$. Для недеформированного металла величина эффективного коэффициента диффузии в начале дегазации составляет $10^{-5}\text{ см}^2/\text{с}$, а после удаления 90 % диффузионного водорода эта величина постепенно уменьшается до $3 \cdot 10^{-8}\text{ см}^2/\text{с}$.

Влияние водорода на разрушение стали ВСт3сп и металла шва, полученного переплавом опытного электрода ИП в медный водоохлаждаемый кокиль, определяли по испытаниям на одноосное растяжение предварительно наводороженных образцов на сервогидравлической машине «INSTRON-1251» со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} . Насыщение образцов водородом осуществлялось электролитически в 5 %-м растворе серной кислоты с добавкой 0,05 % тиосульфата натрия при плотности тока $10\text{ мА}/\text{см}^2$ в течение четырех часов. Результаты механических испытаний приведены в табл. 2. После механических испытаний $[H]_{\text{диф}}$ из разрушенных образцов удалялся при ком-

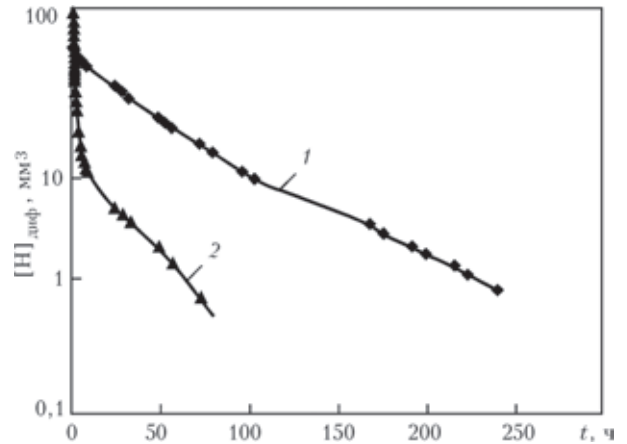


Рис. 4. Кинетика удаления водорода из деформированного (1) и недеформированного (2) образцов

натной температуре в течение пяти суток и затем проводился ТДА (рис. 5). По приведенным данным видно, что разрушение металла высокопрочного шва, содержащего водород, происходит при значительно меньшей величине пластической деформации, чем стали ВСт3сп. При этом содержание $[H]_{\text{деф}}$ в момент разрушения для высокопрочного металла шва заметно ниже, чем для стали ВСт3сп. При разрушении образца стали ВСт3сп образуется водород, связанный с пластической деформацией, содержание которого составляет $[H]_{\text{деф}} = 1,2\text{ см}^3/100\text{ г}$. При этом $0,65\text{ см}^3/100\text{ г}$ водорода содержится на дислокациях (пик $150\text{ }^{\circ}\text{C}$), а $0,55\text{ см}^3/100\text{ г}$ — в молекулярном виде в микропустотах (пик $250\text{ }^{\circ}\text{C}$) [12].

Структура и свойства пластически деформированных сталей восстанавливаются нагревом при $0,4 \dots 0,5\text{ } T_{\text{пл}}$ (рекристаллизационный отжиг). Термообработка до указанных температур влияет на

Таблица 2. Механические свойства экспериментальных материалов

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	$[H]_{\text{диф}}$, см³/100 г	$[H]_{\text{деф}}$, см³/100 г
Сталь ВСт3сп	270	420	33,4	54	0	0
	250	420	15,6	15	8,5	1,2
Металл шва (ИП)	670	930	15,3	55	0	0
	720	830	0,7	1	8,0	0,15

Таблица 3. Влияние термообработки деформированного металла шва (УОНИ-13/55) на электролитическое насыщение водородом

Номер опыта	Состояние образца	Термообработка*, °C	Содержание $[H]_{\text{диф}}$, мл/100г	Содержание $[H]_{\text{дисл}}$, мл/100 г
1	Недеформированное	Без т. о.	2,2...3,0	0
2	Деформированное 16 %	20	7,4...7,7	0,2
3	—»—	950	4,2	0
4	—»—	850	2,3	0
5	—»—	700	4,3	0
6	—»—	550	8,4	0
7	—»—	400	7,0	0,2

* Длительность термообработки 0,5 ч.

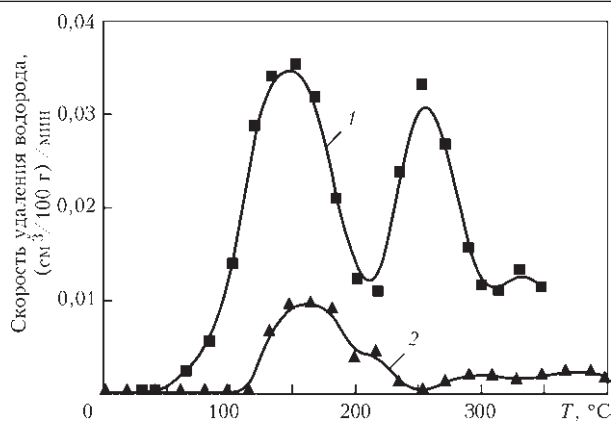


Рис. 5. Спектр термодесорбции остаточного водорода из образцов после разрушения: 1 — сталь ВСт3сп, $[H]_{\text{деф}} = 1,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$; 2 — металл шва ИП, $[H]_{\text{деф}} = 0,15 \text{ см}^3/100 \text{ г}$

дислокационную структуру [8] и может влиять на ее взаимодействие с растворенным водородом. В связи с этим были проведены исследования влияния температуры обработки деформированного металла шва на его взаимодействие с растворенным водородом.

В качестве образцов металла использовали однослойные швы на стали ВСт3сп, наплавленные электродами УОНИ-13/55, которые вылеживались после сварки при $T = 20 \dots 25^\circ \text{C}$ в течение месяца и затем деформировались изгибом примерно на 16%. Из верхнего слоя металла шва вырезали образцы размерами $15 \times 5 \times 1 \text{ мм}$, которые термообработывали в диапазоне температур $20 \dots 950^\circ \text{C}$ в среде аргона и затем электролитически наводороживали по приведенной выше методике. После наводороживания измеряли содержание $[H]_{\text{диф}}$ при $T = 20 \dots 25^\circ \text{C}$ хроматографическим методом. После окончания десорбции $[H]_{\text{диф}}$ выполняли ТДА $[H]_{\text{ост}}$. Результаты опытов приведены в табл. 3. Из приведенных данных видно, что термообработка образцов при $T > A_3$ (950°C) и ниже A_1 включая 550°C устраняет дислокационную структуру, способную взаимодействовать с растворенным водородом, за счет снижения плотности дислокаций и, возможно, также образования облаков Коттрелла атомами азота и углерода, имеющими большую энергию связи, чем водород. При температурной обработке при 400°C и ниже способность дислокационной структуры взаимодействовать с водородом в процессе электролитического насыщения еще сохраняется. Таким образом, температура термообработки, при которой происходит изменение влияния дислокационной структуры на поглощение водорода, совпадает с температурой рекристаллизационной обработки деформированной стали.

Выводы

Экспериментально установлено взаимодействие растворенного водорода с дислокационной структурой, образующейся в результате пластической деформации сталей и сварных швов. Характерная температура удаления фракции водорода, связанной с дислокационной структурой $100 \dots 200^\circ \text{C}$ с максимальной скоростью удаления при $150 \dots 170^\circ \text{C}$.

Содержание в металле водорода, связанного с дислокациями, непостоянно и снижается со временем при комнатной температуре, что свидетельствует об обратимом характере дислокаций как ловушек водорода.

Удаление водорода из кристаллической решетки и дислокаций является общим процессом, характеризующимся переменной величиной коэффициента диффузии. Коэффициент диффузии, который определяется связью водорода с дислокациями, на три порядка меньше коэффициента диффузии водорода в кристаллической решетке.

С повышением прочности металла величина пластической деформации, при которой происходит разрушение, уменьшается под действием диффузионного водорода. При этом содержание водорода, связанного с дислокациями, в момент разрушения также значительно уменьшается с повышением прочности металла.

1. Гельд П. В., Рябов Р. А. Водород в металлах и сплавах. — М.: Металлургия, 1974. — 272 с.
2. Гельд П. В., Рябов Р. А., Кодес Е. С. Водород и несовершенство структуры металла. — М.: Металлургия, 1979. — 272 с.
3. Новиков И. И. Дефекты кристаллического строения металлов. — М.: Металлургия, 1975. — 208 с.
4. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов / В. С. Иванова, Л. К. Гороdienko, В. Н. Геминев и др. / Под ред. В. С. Ивановой — М.: Наука, 1965. — 180 с.
5. Гуляев А. П. Металловедение. — 5-е изд. — М.: Металлургия, 1978. — 647 с.
6. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1985. — 216 с.
7. Hydrogen trapping in ferritic steel weld metal / I. Maroef, D. L. Olson, M. Eberhart, G. R. Edwards // Intern. Materials Reviews. — 2002. — 47, № 4. — P.191–223.
8. Коттерилл П. Водородная хрупкость металлов. Успехи физики металлов. — Т.9. — М.: Металлургиздат, 1963. — 117 с.
9. Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, А. П. Пальцевич и др. — Киев: Наук. думка, 2004. — 445 с.
10. Пальцевич А. П. Хроматографический способ определения содержания водорода в компонентах электродных покрытий // Автомат. сварка. — 1999. — № 6. — С. 45–48.
11. Choo W. Y., Jai Yong Lee. Thermal analysis of trapped hydrogen in pure iron // Metallurgical Transaction A. — 1982. — Vol. 13. — P. 135–140.
12. Moreton G., Coe F. R., Boniszewski T. Part1. Hydrogen movement in weld metal // Metal Constraction and British Welding J. — 1971. — 3, № 5. — P. 185–187.

Поступила в редакцию 25.04.2014

ВЛИЯНИЕ СКАНДИЙСОДЕРЖАЩЕЙ ПРОВОЛОКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКОЙ

Л. И. МАРКАШОВА, О. С. КУШНАРЕВА, И. И. АЛЕКСЕЕНКО

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

Актуальность использования комплексного экспериментально-аналитического подхода для оценки наиболее значимых механических свойств показано на примере сварных соединений сложнолегированного алюминий-литиевого сплава 1460 системы Al–Cu–Li, выполненных аргонодуговой сваркой с применением присадочных проволок Св-1201 и Св-1201 + 0,5 % Sc. С учетом конкретного вклада структурных факторов (химического состава, зеренной, субзеренной и дислокационной структуры, а также размера и объемной доли формирующихся фазовых выделений) выполнена оценка эксплуатационных свойств (прочности, пластичности, трещиностойкости) сварных соединений. Определено влияние каждого из конкретных структурно-фазовых параметров на механические свойства сварных соединений, их изменение под влиянием последующей термообработки и внешних нагрузжений, а также роль структурно-фазового состояния в концентрации и механизме релаксации локальных внутренних напряжений при легировании металла скандием. Библиогр. 12, рис. 5.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, сварной металл, скандий, термообработка, структурно-фазовое состояние, фазовые выделения, субструктура, плотность дислокаций, эксплуатационные свойства, трещиностойкость

С учетом возрастающей потребности в материалах для изготовления конструкций, работающих в сложных эксплуатационных условиях, что в значительной степени относится к аэрокосмической технике, весьма актуальным является подход к оптимизации и корректировке связи структура↔свойства с технологией сварки и последующей термообработки, который должен обеспечивать достаточный уровень эксплуатационных свойств сварных соединений [1]. К таким материалам с особыми свойствами относятся сверхлегкие алюминий-литиевые сплавы, обладающие достаточным уровнем удельной прочности, пластичности и трещиностойкости в сложных эксплуатационных условиях, а также технологичностью при криогенных температурах [2, 3].

При этом следует отметить, что некоторые важные свойства сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов (прочностные характеристики, вязкость разрушения, трещиностойкость, сопротивление внешним, в том числе и динамическим нагрузкам) резко изменяются в процессе изготовления конструкций и при их эксплуатации, что в основном связано с особыми структурно-фазовыми превращениями в процессе различных технологических операций, а также с влиянием условий сварки [3]. Показательны в этом плане и изменения механических свойств подобного типа сплавов, обусловленные термообработкой и свя-

занные не только с влиянием химического состава и основных структурных факторов, но и с изменением их фазового состава [4].

Учитывая сложность структурно-фазового состояния этих материалов и особенно процессов фазообразования в различных условиях термомеханического воздействия, представляется актуальной оценка влияния различных конкретных структурно-фазовых составляющих на изменение наиболее важных для эксплуатационных условий механических характеристик, а именно: показателей прочности и вязкости сварных соединений. Представляют также интерес исследования влияния структурных и фазовых характеристик сварных соединений на протекание процессов накопления внутренних напряжений и возможности их пластической релаксации, что является показателем трещиностойкости деформируемого материала, особенно в сложных аэродинамических условиях.

Для решения таких задач прежде всего требуется наличие наиболее полной экспериментальной базы, отражающей реальное представление о структурно-фазовом составе исследуемого материала, который формируется при используемых технологических режимах аргонодуговой сварки, изменениях этого состояния в условиях последующей термообработки и внешних нагрузжений.

Базовая экспериментальная информация о структурно-фазовом состоянии металла шва

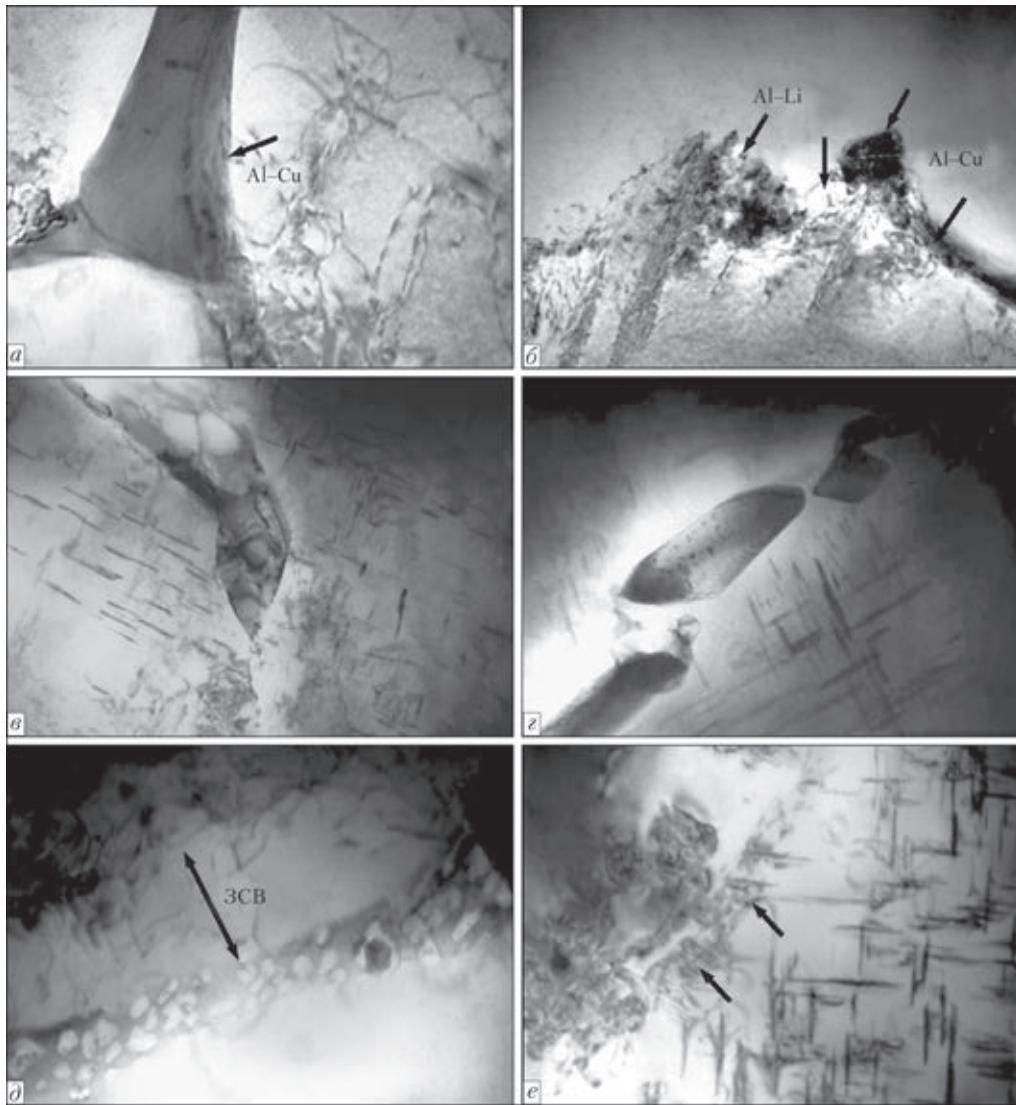


Рис. 1. Микроструктура ($\times 30000$) металла шва сварных соединений алюминий-литиевого сплава 1460, выполненных с применением присадочной проволоки Св-1201 (а, в, д) и Св-1201 + 0,5 % Sc (б, з, е): а, б — после сварки; в, з — после отжига; д — приграничные ЗСВ; е — плотность распределения фаз и дислокаций в приграничных ЗСВ

сварных соединений алюминиевого сплава 1460 (Al–3 % Cu–2 % Li–0,08 % Sc), выполненных с присадочными проволоками Св-1201 (Al–6,5 % Cu–0,25 % Zr–0,3 % Mn) со скандием (0,5 %) и без него, была получена на следующих этапах исследования: 1 — непосредственно после аргонодуговой сварки; 2 — послесварочной термообработки (старение при $T = 150^\circ\text{C}$ в течение 22 ч и отжиг при $T = 350^\circ\text{C}$ в течение 1 ч); 3 — внешнего динамического нагружения полученных сварных соединений. Для исследований на различных структурных уровнях использовали комплексный методологический подход, включая оптическую, аналитическую растровую микроскопию (SEM-515 фирмы Philips, Голландия), а также микродифракционную просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200CX, JEOL, Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ.

В результате исследований структурно-фазовых изменений в металле сварных соединений не-

посредственно после сварки и последующей термообработки в зависимости от легирования скандием [5–7] было установлено, что при применении проволоки Св-1201 без скандия непосредственно после сварки формируется зеренная структура, отличающаяся особым структурно-фазовым состоянием внутри зерен (зоны Гинье–Престона, Al_3Li , Al_3Zr) и межзеренных границ (МЗГ), точнее, наличием на МЗГ сложных по фазовому составу эвтектик, массивных, протяженных и состоящих преимущественно из алюминий-литиевых и алюминий-медных фаз, а также формированием особых приграничных зон, свободных от выделений (ЗСВ), с которыми, как правило, связано падение механических свойств сварных соединений (рис. 1, а, д).

При применении скандийсодержащей проволоки Св-1201 после сварки наблюдаются следующие особенности структурных изменений.

Во-первых, размер кристаллитов шва почти в 3 раза меньше, чем при применении присадки без

скандия (рис. 1, б). Последующая термообработка (350 °С, 1 ч) приводит и к измельчению субструктуры (блоков, субзерен). Это способствует более активному перераспределению химических элементов, что обусловлено процессами распада твердого раствора и последующего образования новых фаз (рис. 1, в). При дополнительном легировании скандием также заметно повышается общая плотность дислокаций и активируются процессы их перераспределения (рис. 1, з).

Во-вторых, при легирования скандием термообработка способствует изменению структуры МЗГ, а именно: несколько теряют свою плотность («разрыхляются») зернограницные эвтектики и значительно уменьшается объемная доля литиевых фаз вдоль МЗГ. Образующиеся в ходе термообработки скандийсодержащие фазовые выделения заполняют пространство ЗСВ и существенно их сужают, что, в свою очередь, способствует нивелированию негативного влияния этой зоны, четко проявляющегося в случае отсутствия скандия (рис. 1, е). Что касается зернограницных эвтектических образований, то эвтектика в металле шва с дополнительным легированием скандием при термообработке «рассыпается» и разлагается на отдельные обособленные фазовые образования (рис. 1, з).

Экспериментальные результаты, полученные на различных структурных уровнях от макро- (зеренного) до микро- (дислокационного) позволили выполнить аналитическую оценку для определения дифференцированного ($\Delta\sigma$) вклада различных структурно-фазовых параметров в изменение интегральных ($\Sigma\sigma_T$) значений механических характеристик и, прежде всего, прочностных, а также пластичности и трещиностойкости. При этом оценку суммарного значения приращения предела текучести $\Sigma\sigma_T$ для металла швов без скандия и со скандием выполняли по аналитическим зависимостям Холла–Петча, Орована и др. [8–10] с учетом сопротивления решетки металла движению свободных дислокаций (напряжения трения решетки $\Delta\sigma_0$), химического состава (твердорастворного упрочнения $\Delta\sigma_{тв.р.}$), зеренного ($\Delta\sigma_z$) и субзеренного упрочнения ($\Delta\sigma_{с.з.}$), а также реальной плотности дислокаций (дислокаци-

онного упрочнения $\Delta\sigma_d$) и фазовых выделений (дисперсионного упрочнения $\Delta\sigma_{ду}$).

Оценка показала, что интегральное значение прочности металла шва и конкретный вклад различных структурных факторов изменяется в зависимости как от технологических режимов (сварки, термообработки), так и от легирования. Для скандийсодержащего шва по сравнению со швом без скандия наблюдается возрастание прочностных характеристик ($\Sigma\sigma_T$) примерно на 16 МПа (8 %) непосредственно после сварки, на 8 МПа (3 %) после старения (150 °С, 22 ч) и на 86 МПа (29 %) после отжига (350 °С, 1 ч). В последнем случае максимальный вклад в упрочнение вносят фазовые образования (около 31 %), а минимальный — дислокационная плотность (почти до 7 %). Информацию о вкладе в упрочнение других структурных факторов для исследуемых составов шва при указанных режимах дает рис. 2, а. Необходимо отметить, что значительный вклад в уровень дисперсионного упрочнения металла шва вносят выделения Al_2Cu (20 %) и Al_3Sc (20 %) (рис. 2, б), которые и являются в основном упрочняющими фазами. Вклад фаз другого типа в дисперсионное упрочнение не настолько значительный и составляет 5...10 %. Приведенная оценка изменений предела текучести, выполненная с учетом реально формирующихся в металле шва структур, позволяет также оценить предел прочности (σ_B) шва по зависимости [10]

$$\frac{\sigma_T}{\sigma_B} = \left(\frac{\sigma_T}{\sigma_B} \right)^2 (1 + m) \sqrt{1 + \frac{2}{1 + m} \left(\frac{\kappa}{\sigma_B} \right)^2},$$

где показатель $m = 0,3$; κ — коэффициент деформационного упрочнения.

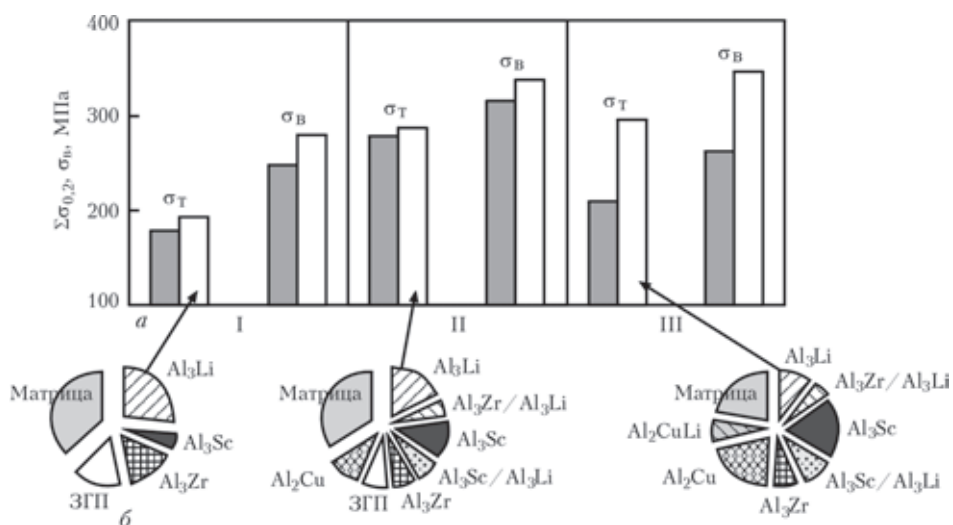


Рис. 2. Гистограмма дифференцированного вклада отдельных структурных параметров в интегральное изменение предела текучести и изменение предела прочности шва сварного соединения сплава 1460, выполненного с использованием присадочной проволоки Св-1201 (темные столбики) и Св-1201 + 0,5 % Sc (светлые) (а), и секторные диаграммы объемных долей фаз при применении Св-1201 + 0,5 % Sc (б): I — после сварки; II — старения (150 °С, 22 ч); III — отжига (350 °С, 1 ч)

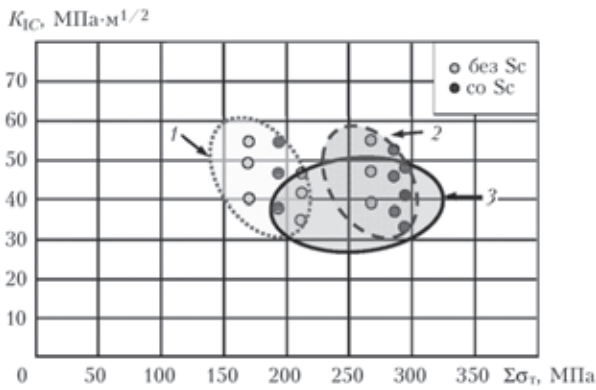


Рис. 3. Диаграмма изменения расчетной прочности и вязкости разрушения металла шва сварного соединения сплава 1460 после сварки (1), старения (150 °С, 22 ч) (2) и отжига (350 °С, 1 ч) (3)

Было также определено влияние структурных факторов на изменение параметров вязкости разрушения (K_{IC}) металла швов (рис. 3). Значения K_{IC} определяли по зависимости Краффта [11] $K_{IC} = (2E\sigma_T\delta_k)^{1/2}$ (где E — модуль Юнга; σ_T — расчетное упрочнение; δ_k — критическое раскрытие трещины, полученное по данным фрактографического анализа изломов с учетом размера фасеток (или ямок на поверхности разрушения)).

Установлено, что при легировании скандием наряду с повышением предела текучести для металла шва непосредственно после сварки параметр K_{IC} снижается в среднем на 5 % и состав-

ляет 35...43 МПа·м^{1/2} (рис. 3). После старения наблюдается аналогичная картина: K_{IC} снижается в среднем на 6 % до 32...41 МПа·м^{1/2}. Отжиг оказывает большее влияние на изменение K_{IC} металла шва без скандия: наблюдается снижение почти на 25 % по сравнению с K_{IC} после сварки. При легировании скандием вязкость разрушения практически не изменяется, а прочность еще больше повышается, что свидетельствует об оптимальном сочетании ресурсных характеристик таких сварных соединений (см. рис. 2, 3).

Исследования тонкой структуры металла шва после отжига (350 °С, 1 ч), при котором особо проявляется роль скандия и последующего динамического нагружения, показали, что без скандия в исследуемой зоне происходит неравномерное распределение дислокаций с четкой локализацией деформации, а деформируемый металл соответственно приобретает неустойчивое структурное состояние. Последнее проявляется в лавинообразном безбарьерном течении металла, о чем свидетельствуют мощные системы скольжения и полосы сдвига (рис. 4, а). При этом наблюдается значительная неравномерность в распределении плотности дислокаций вдоль полос сдвига, где внутри полос сдвига $\rho \sim 1 \cdot 10^8 \dots 2 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, а непосредственно вдоль полосовых границ $\rho \sim 8 \cdot 10^{10} \dots 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, что приводит к формированию резких градиентов локальных внутренних напряжений ($\Delta\tau_{л.вн}$).

При оценке $\tau_{л.вн}$ с учетом плотности дислокаций [12] установлено, что полосовые границы представляют собой протяженные локальные концентраторы внутренних напряжений, где $\tau_{л.вн} = 600 \dots 1500 \text{ МПа}$ ($G/(0,45 \dots 0,18)$, где G — модуль сдвига). Во внутренних объемах полос сдвига значения $\tau_{л.вн}$, напротив, резко снижаются до 5...15 МПа (почти на 2 порядка) (рис. 5, а). В итоге в металле шва без скандия в условиях динамического нагружения вдоль полос сдвига создается резкий ($\Delta\tau_{л.вн} = 590 \dots 1480 \text{ МПа}$) протяженный градиент локальных внутренних напряжений, являющихся причиной трещинообразования, а, значит, и снижения свойств.

В случае же легирования скандием в металле шва при аналогичных условиях динамического нагружения наблюдается структура другого характера, для которой характерно более равномерное, без значительных градиентов распределение дислокаций, а также общее измельчение (фрагментация) (см. рис. 4, б). При этом отмечается устойчивое блокирование возникающих мощных систем скольжения фазовыми выделениями особого типа со скандийсодержащими составляющими (рис. 5, б). Именно эти фазы способствуют фрагментации структуры и соответственно более равномер-

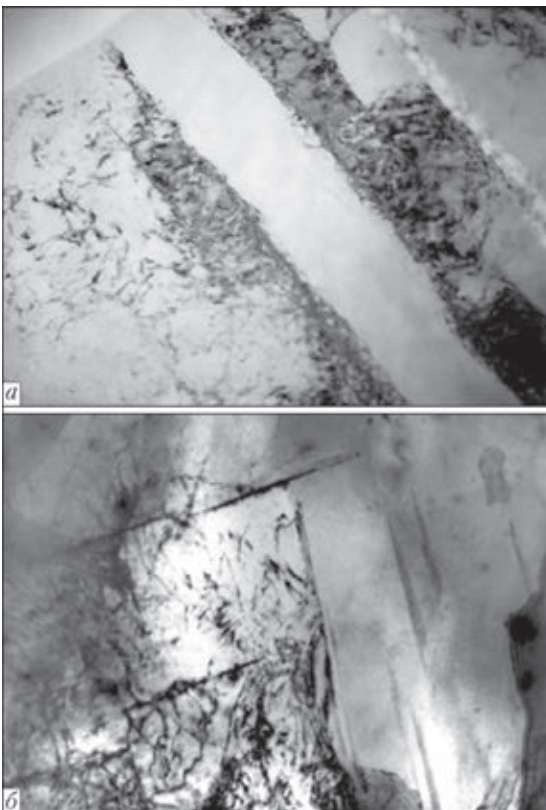


Рис. 4. Тонкая структура ($\times 37000$) отожженного (350 °С, 1 ч) металла шва сварного соединения сплава 1460 в условиях динамического нагружения: а — шов без скандия; б — скандийсодержащий шов

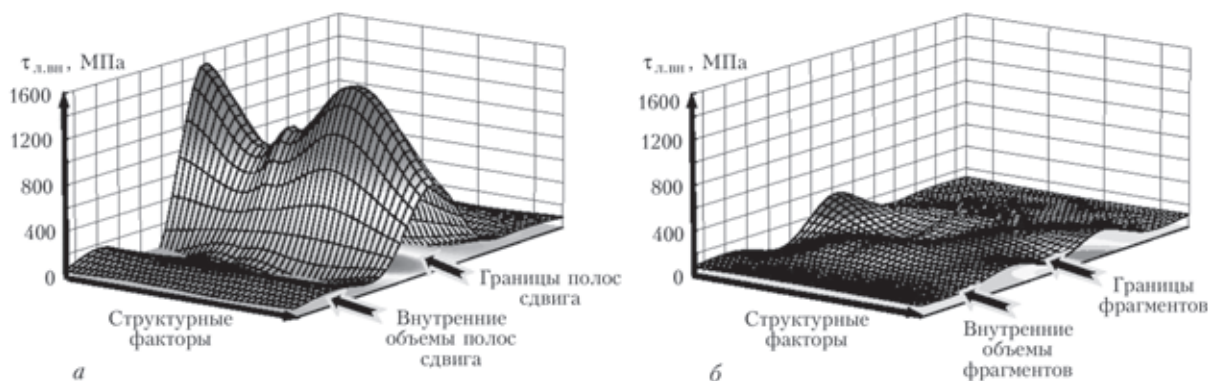


Рис. 5. Распределение локальных внутренних напряжений в металле шва, полученного при применении проволоки Св-1201 (а) и Св-1201 + 0,5 % Sc (б) после термообработки (350 °С, 1 ч) и внешнего динамического нагружения

ному распределению внутренних напряжений в металле шва. Формирование структур подобного типа повышает возможность пластической релаксации нарастающих внутренних напряжений за счет подключения к дислокационным дополнительным ротационным механизмам, что и подтверждается вязким характером разрушения сварных соединений.

Выводы

1. Легирование металла шва скандием по сравнению с его состоянием без скандия при всех исследуемых режимах сварки и термообработки приводит к диспергированию фаз, зеренной и субзеренной структуры, увеличению плотности дислокаций и равномерному их распределению, активации процессов фазообразования во внутренних объемах зерен, дроблению и уменьшению объемной доли зернограницных эвтектик.

2. Аналитические оценки дифференцированного вклада различных структурно-фазовых параметров в изменение свойств прочности (σ_T , σ_B), пластичности (K_{1C}) и трещиностойкости исследуемых сварных соединений показали, что легирование скандием способствует повышению общего значения предела текучести $\sum \sigma_T$ сварных соединений, особенно после отжига. Наибольший вклад в упрочнение ($\Delta\sigma$) вносят фазовые образования, а минимальный — дислокационная плотность.

3. Легирование скандием способствует более равномерному распределению нарастающих локальных внутренних напряжений, фрагментации мощных полос сдвига, формирующихся в шве в условиях динамических нагружений, что способствует трещиностойкости сварного соединения и соответственно повышению релаксационной спо-

собности шва за счет подключения к дислокационным дополнительным ротационным механизмам пластической релаксации.

1. *Критерий* оценки механических свойств соединений разнородных материалов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова // Матер. Междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (16—20 сент. 2002 г., Казивели, Крым). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2002. — С. 107—113.
2. Фридляндер И. Н., Чуистов К. В., Березина А. Л. и др. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. — Киев: Наук. думка, 1992. — 192 с.
3. Давыдов В. Г., Елагин В. И., Захаров В. В. Исследования ВИЛСа в области повышения свойств качества и технологичности полуфабрикатов из алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов. — 2001. — № 5/6. — С. 6—16.
4. Захаров В. В. Некоторые проблемы использования алюминий-литиевых сплавов // Металловед. и термич. обработка металлов. — 2003. — № 2. — С. 8—14.
5. Маркашова Л. И., Григоренко Г. М., Ищенко А. Я. и др. Влияние добавок скандия на тонкую структуру металла шва соединений алюминиевого сплава 1460 // Автомат. сварка. — 2006. — № 2. — С. 22—28.
6. Маркашова Л. И., Григоренко Г. М., Лозовская А. В. и др. Влияние добавок скандия на структурно-фазовое состояние металла шва соединений алюминиевых сплавов после термообработки // Там же. — 2006. — № 6. — С. 9—14.
7. Маркашова Л. И., Кушарева О. С. Сварные соединения сложнoleгированных алюминий-литиевых сплавов, структура и эксплуатационные свойства // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов. Вып. 64. — Днепропетровск: ПГАСА, 2012. — С. 75—80.
8. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206—219.
9. Келли А., Николсон Р. Дисперсионное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
10. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 312 с.
11. Романив О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. — М.: Металлургия, 1979. — 176 с.
12. Конева Н. А., Лычагин Д. В., Теплякова Л. А. и др. Теоретическое и экспериментальное исследование дисклиний. — Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. — С. 116—126.

Поступила в редакцию 28.03.2014

УДК 621.791.71(204.1)

ПОДВОДНАЯ СВАРКА И РЕЗКА В СТРАНАХ СНГ

В. Я. КОНОНЕНКО

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

В настоящее время существуют два основных способа выполнения сварочных работ под водой — гипербарическая сухая сварка и мокрая сварка. Оба способа успешно используются на территории стран СНГ для ремонта и строительства металлоконструкций под водой. Гипербарическая сухая сварка наиболее востребована в случае выполнения ремонтных работ на подводных переходах газопроводов через водные преграды, так как обеспечивает высокий прогнозируемый уровень механических свойств сварных соединений. Мокрая сварка востребована при строительстве и ремонте гидротехнических сооружений, таких как причалы, основания добывающих платформ, а также при подъеме и аварийном ремонте кораблей и судов. Для ее выполнения используют покрытые электроды и механизированный процесс сварки самозащитными порошковыми проволоками. Механические свойства соединений, которые обеспечивают эти технологии, находятся на уровне механических свойств соединений, получаемых при сварке на воздухе электродами типа Э42 и Э46. Однако при реализации этих технологий существует возможность образования дефектов, вызванных резким охлаждением металла шва и человеческим фактором при работе водолаза-сварщика под водой. Для выполнения подводной резки в настоящее время наиболее востребованы технологии подводной электрокислородной резки и резки экзотермическими электродами, которые выпускаются как на территории стран СНГ, так и за их пределами. Эти технологии обеспечивают сравнительно низкий уровень производительности и необходимость дополнительных механической обработки зоны реза в случае последующего создания сварных соединений. С помощью сухой и мокрой сварки на территории стран СНГ выполнен большой объем работ, связанный с ремонтом подводных трубопроводов, причальных сооружений, подъемом и ремонтом кораблей и судов. Наиболее значимая работа за последнее время выполнена при строительстве МЛСП «Приразломная». Библиогр. 9, табл. 3.

Ключевые слова: сухая сварка под водой, мокрая сварка, покрытые электроды, порошковые проволоки, механические свойства соединений, выполненные работы

В настоящее время существуют два основных способа выполнения сварочных работ под водой [1]:

- гипербарическая сухая сварка — выполняется внутри сухой обитаемой камеры, установленной вокруг свариваемых элементов под давлением, величина которого зависит от глубины [2];

- мокрая сварка — выполняется в условиях непосредственного соприкосновения с водой под давлением, величина которого зависит от глубины выполнения сварочных работ.

Гипербарическая сухая сварка была впервые использована компанией «Тейлор Дайвинг энд Салвейдж» (США) в 1967 г. [2]. Основная цель применения этого способа сварки состоит в том, чтобы исключить контакт с водой зоны горения дуги и свариваемого металла, что дает существенные преимущества для получения равнопрочного сварного соединения независимо от внешних условий и глубины. Надо отметить, что использование этой технологии применительно к ремонту трубных элементов стационарных оснований, корпусов судов, причалов и других гидротехнических сооружений с развитой поверхностью связано со значительными материальными затратами. Существенные неудобства возникают и при использовании сухой сварки в обитаемых камерах при ремонте подводных переходов трубопроводов через

малые водные преграды. В этом случае невозможно использовать специализированные глубоководные суда, имеющие на борту необходимое оборудование и грузоподъемные механизмы.

Однако, учитывая высокий прогнозируемый уровень качества соединения, получаемого с помощью сухой сварки, за последнее время в России сотрудниками фирмы ООО «Подводсервис» с использованием специализированного кессона Захарова (СПКЗ) успешно выполнен целый ряд работ по ремонту переходов газопроводов через малые водные преграды [3, 4]. СПКЗ предназначен для установки его на дефектный участок ремонтируемого трубопровода диаметром от 325 до 1420 мм на глубинах до 60 м. СПКЗ представляет собой водолазный колокол, выполненный в виде открытого снизу металлического короба, боковые поверхности которого выполнены с возможностью установки на наружную поверхность трубопровода. Герметичность установки на поверхность магистрального трубопровода обеспечивается резиновым уплотнителем, размещенным по периметру сторон короба, прилегающих к наружной поверхности. Сварка дефекта трубы осуществляется в газовой среде находящимся внутри СПКЗ водолазом-сварщиком в водолазном снаряжении. Подача воздуха для дыхания водолаза и отвод выдыхаемого воздуха за пределы кессона производятся по

специальному шланг-кабелю без нарушения требуемого состава газовой смеси внутри кессона. С помощью этого оборудования выполнен ремонт подводного газопровода на переходе через р. Лена на глубине 10 м ОАО «Сахатранснефтегаз», газопровода — отвод на Заречье, диаметр 530 мм, через р. Обь на глубине 8 м «ООО Тюментрансгаз», а также резервной нитки диаметром 1220 мм подводного перехода газопровода Ямбург–Елец 2.

С целью дальнейшего внедрения технологии сварочных работ в специализированном кессоне под водой, в частности, для обеспечения возможности не только заварки отдельных дефектов тела трубы, но и для создания технологии ремонта трубопровода методом «врезки катушки» конструкторами ООО «Подводсервис» совместно с ООО «Газпром трансгаз Югорск» разработан, испытан и сдан заказчику ремонтный комплекс с пригоночной рамой [4]. Конструкция кессона охватывает всю поверхность трубопровода диаметром 1220 мм и обеспечивает возможность одновременной работы двух водолазов-сварщиков. Комплекс технических средств включает оборудование (сварочное и обеспечивающее) для резки, центрирования и сварки тела трубы, специализированный кессон, предназначенный для герметичного размещения на трубопроводе, а также пригоночную раму, позволяющую обеспечить соосность участков трубы при разрезке. Комплекс обеспечен оборудованием для термообработки и последующей ультразвуковой дефектоскопии сварочных швов. Работа ремонтного комплекса основана на принципе сухой гипербарической сварки в среде инертных газов.

Сварка внутри кессона при атмосферном давлении. Этот технологический процесс выполняется в сухих условиях при атмосферном давлении. На ремонтируемую трубу одевается камера и герметично с ней соединяется. Сварщик работает внутри камеры и после выполнения ремонтных работ она остается на объекте. Этот технологический процесс в мировой практике широкого распространения не нашел. Работы в этой рабочей камере ограничены глубиной водоема и составляют обычно 10...12 м, однако на р. Волга в России с использованием этой технологии были проведены ремонтные работы на глубине 30 м.

Кроме ремонта трубопроводов сухую сварку при атмосферном давлении используют для ремонта причальных сооружений. Для этого изготавливают специализированный кессон, открытый с боковой части и сверху. Уплотнение по боковой поверхности осуществляют в местах прилегания камеры к ремонтируемому причальному сооружению. Как правило, длина кессона 5...6 м, высота 3...4 м. Кессон перемещают по мере ремон-

та причального сооружения. После его осушения для ремонта применяют стандартные сварочные материалы, используемые для сварки на воздухе. Такие кессоны используют в Литве и Латвии. Выполнять ремонтные работы достаточно рентабельно, так как нет необходимости в спуске водолаза под воду при сварке основного количества дефектов. Ремонт этих металлоконструкций на глубине более 3 м выполняют с использованием покрытых электродов, предназначенных для мокрой сварки в водолазном снаряжении.

Мокрая сварка. При мокрой сварке сварщик и свариваемый объект находятся в водной среде. Процесс происходит без каких-либо дополнительных сооружений и устройств. Благодаря этому сварщик имеет большую свободу перемещений, что делает мокрую сварку очень эффективным и экономичным способом сварки под водой, в первую очередь при восстановлении металлоконструкций с развитой поверхностью на глубине до 20 м [3].

Для выполнения таких работ наиболее часто в странах СНГ применяют электроды зарубежного производства, однако в Украине и России также разработаны и выпускаются в лабораторных условиях и промышленно электроды для мокрой сварки под водой. Механические свойства соединений, обеспечивающиеся при использовании этих электродов, приведены в табл. 1. Надо отметить, что область применения мокрого способа сварки покрытыми электродами ограничена из-за низких механических свойств соединений, недостаточной производительности процесса и высоких требований к квалификации водолаза-сварщика.

Для повышения вероятности получения соединений с прогнозируемым уровнем качества необходимо снизить возможность образования холодных трещин, что достигается регулированием термического цикла сварки [3]. Это может быть реализовано за счет технологических мер путем регулирования параметров режимов сварки, способствующих уменьшению скорости охлаждения сварного соединения и снижению вероятности образования закалочных структур и, как следствие, подваликовых трещин. Снизить скорость охлаждения сварного соединения можно также путем нанесения на его поверхность теплоизолирующего слоя.

Опыт создания и эксплуатации металлоконструкций из трубных сталей повышенной прочности показывает, что при выборе электродных материалов для ее сварки на воздухе необходимо стремиться к получению металла шва с более высокими пластическими свойствами, даже если их прочность несколько ниже прочности основного металла [3]. Пластичный шов с более низ-

кой прочностью, чем основной металл, является мягкой прослойкой, которая при растяжении начинает пластически деформироваться раньше, чем достигается предел текучести основного металла, что приводит к контактному упрочнению металла шва. Значительное количество работ под водой было выполнено с использованием электродных материалов, уровень прочности металла шва, который они обеспечивают, значительно ниже прочности основного металла. Некоторые из этих работ выполнены при сварке трубных сталей, углеродный эквивалент которых (C_e) составлял 0,38...0,40 %, а $\sigma_b = 440...500$ МПа (табл. 2). Как и при сварке на воздухе использование электродных материалов, обеспечивающих металл шва с более низким уровнем прочности, чем основной металл ($\sigma_b = 410...430$ МПа), позволило решить задачу ремонтной сварки под водой. Менее прочный металл шва под воздействием рабочих нагрузок начинал пластически деформироваться, что вызывало его контактное упрочнение. При этом общий уровень прочности сварных соединений был достаточен для обеспечения надежной работы подводных переходов газопроводов.

Технология мокрой механизированной сварки под водой самозащитными порошковыми проволоками, разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины [5], широко применяется в странах СНГ с 1969 г. Технологический процесс универсален и позволяет при наличии определенной квалификации у пользователя получать достаточно высокий прогнозируемый уровень механических свойств соединений в случае сварки низкоуглеродистых и ряда низколегированных корпусных сталей во всех пространственных положениях при использовании порошковых проволок ферритного класса (табл. 3). При использовании этой технологии существенно повышается производительность процесса, которая в 3...6 раз выше по сравнению со сваркой покрытыми электродами. Этот аспект чрезвычайно значим при работе водолаза под водой. К недостаткам способа мокрой механизированной сварки самозащитой порошковой проволокой, как и при сварке покрытым электро-

дом, можно отнести резкое охлаждение металла сварного соединения в воде и значительное насыщение его водородом и кислородом [3]. Это может привести к появлению холодных трещин в сварных соединениях, выполненных на некоторых низколегированных трубных сталях повышенной прочности с углеродным эквивалентом $C_e \geq 0,39$ % электродными материалами ферритного класса. С помощью этого технологического процесса в бывшем СССР был выполнен ряд работ по ремонту подводных переходов трубопроводов через водоемы [3, 6] и других гидротехнических сооружений.

Наиболее значимая работа за последнее время с использованием технологии мокрой механизированной сварки была выполнена в 2004–2005 гг. при строительстве на ФГУП «ПО «Севмашпредприятии» морской ледостойкой стационарной платформы (МЛСП) «Приразломная» [7–9]. Нижняя часть МЛСП – кессон, представляющий собой сварную конструкцию из хладостойких сталей размерами 126×126×24,3 м и массой около 70 тыс. т и обеспечивающий хранение 700 тыс. баррелей нефти. Собрать такую конструкцию на стапелях завода «Севмашпредприятие» в настоящее время не представляется возможным. Для соединения секций (суперблоков) применена известная технология поэтапной их сборки на плаву с использованием сухого кессона. Она заключается в том, что на стапеле при изготовлении каждой секции размером 126×31,5×24,2 м в ее нижней части монтируется половина удаляемого впоследствии сухого кессона. На территории СНГ эта технология до настоящего времени не использовалась. Соединение двух половинок сухого кессона осуществлялось под водой на глубине 8 м с использованием технологии мокрой механизированной сварки самозащитной порошковой проволокой. Работа характеризуется выполнением сварки в потолочном (126 м на секцию) и вертикальном (16 м на секцию) положениях. Под надзором Российского морского регистра судоходства без учета перерывов на достройку элементов платформы за 55 рабочих дней с учетом подготовительно-заключительного времени на глубине до 8

Т а б л и ц а 1. Механические свойства соединений, выполняемых мокрой сваркой под водой

Марка электродного материала	Предел прочности σ_b , МПа	Предел текучести σ_T , МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Ударная вязкость KCV_{20} , Дж/см ²	Угол загиба α , град, по классу В AWS D3.6M
<i>Покрываемые электроды</i>					
ЭПС-52	390...420	Не нормирован	6...20	Не определялась	Не нормирован
ЭПС-АН1	≥ 420	->-	≥ 14	->-	->-
Э38-ЛКИ-1П	410	->-	≤ 8	->-	->-
<i>Самозащитные порошковые проволоки</i>					
ППС-АН1	400...430	300...320	14...16	≥ 10	180
ППС-АН2	400...440	300...340	13...18	≥ 25	180
ППС-АН5	420...460	320...360	13...17	≥ 25	180
ППС-ЭК1	400...460	300...360	14...18	≥ 25	180

Т а б л и ц а 2. Основные работы, выполненные при восстановлении подводных переходов трубопроводов через водные преграды

Место выполнения работы	Характер повреждения	Технология ремонта
р. Днепр, глубина 10 м. Водовод Ø1020×12 мм из стали 09Г2 (1969 г.)	Две трещины: 1 — $L \approx 1,5$ м с раскрытием в верхней части трубы до 30 мм, 2 — $L \approx 250$ мм по сварному шву	Внутри ремонтируемого участка трубы заведены технологические подкладки и дополнительные вставки. С трубой их соединили многослойными стыковыми швами
р. Бейсуг. Глубина 5 м. Нефтепровод Ø1020 мм из стали 14ХГС (1970 г.)	Трещина по монтажному стыку, из-за непровара корня шва	Механическая разделка с фиксацией концов трещины сверлением. Разделка заполнена многослойным стыковым швом
р. Волга. Глубина 12 м (р-н г. Волгограда). Две трубы водовода Ø1020×12 мм из стали ВСтЗсп. Ремонт выполнен за 2 месяца (1971 г.)	Девять участков с трещинами $L \leq 2500$ мм и разрывами $L \leq 1500$ мм с раскрытием до 200 мм	После механической разделки в окна завели вставки, которые соединяли с трубой многопроходными стыковыми швами $L \approx 38$ м. Большинство швов располагалось в вертикальном и потолочном положениях
р. Казанка. Глубина 6 м (г. Казань). Водовод Ø820 мм из стали ВСтЗсп (1972 г.)	Частичный разрыв трубы, образовавшийся в результате нарушения технологии прокладки	После механической разделки в образовавшееся окно установили заплату, которую соединили с трубой многослойным стыковым швом
р. Днепр. Глубина 6 м. (р-н г. Херсон). Водовод Ø720 мм из стали ВСтЗсп (1973 г.)	Разрыв по монтажному стыку на 1/2 диаметра	Монтаж на дефектном участке двух полумуфт, имевших специальную внутреннюю разделку. С трубой полумуфты соединяли угловыми многопроходными швами
р. Москва. Глубина 8 м. Переход газопровода Ø720 мм из стали 09Г2 (1974 г.)	Под воздействием динамических нагрузок образовалась трещина в металле ЗТВ монтажного стыка	После механической разделки и фиксации концов трещины, путем сверления, образовавшуюся разделку заполняли многопроходным стыковым швом
р. Ухта. Глубина 10 м. Переход газопровода Ø820 мм из стали 14ХГС (1975 г.)	Трещина в результате непровара корня монтажного стыка	То же
р. Обь. Глубина 6 м (р-н п. Перегребное). Переход газопровода Ø1020 мм из стали 09Г2 (1976 г.)	Трещина, образовавшаяся в процессе эксплуатации из-за непровара монтажного стыка	->-
о. Донузлав (Крым). Глубина 4 м при отсутствии видимости. Переход газопровода Ø720 мм из стали 09Г2 (1977 г.)	Свищи, образовавшиеся в результате коррозионного разрушения	Механическая разделка дефектных участков. Сварка проволокой Ø 1,4 мм, так как толщина металла в зоне сварки не превышала 4 мм
р. Даугава. Глубина 18 м (р-н г. Рига). Водовод Ø720 мм из стали 09Г2 (1978 г.)	Полный разрыв трубы	Электрокислородной резкой удален дефектный участок трубы. После механической обработки внутри трубы смонтирована вставка длиной 0,5 м с зазором, не превышавшим 10 мм. С трубой вставку соединили угловыми многопроходными швами
р. Обь. Глубина 7 м. Переход нефтепровода Александровское-Анжеро-Судженск трубой Ø1020×18 мм из стали 18Г2САФ (1980–1981 гг.)	Непровар корня двух монтажных стыков. Трещины при укладке дюркера	Удалены дефектные участки трубы с трещинами. После механической обработки образовавшихся кромок в трубу установили заплаты с подкладными элементами, используя винтовой домкрат. Из-за высокого углеродного эквивалента стали ремонтировали комбинированным методом. Первых три прохода выполняли мокрым способом, используя специальную самозащитную порошковую проволоку. Дальнейшее заполнение разделки выполняли ручной сваркой покрытыми электродами в кессоне с предварительным подогревом трубы
р. Волга. Глубина 5 м (р-н г. Казань). Две соединительные муфты на городском водозаборе Ø1420 мм. Работа была выполнена за 30 дней (1982 г.)	Зазоры между трубой и соединительными полумуфтами по периметру трубы, достигавшие 160 мм	На расстоянии 3 м от ремонтируемых муфт вырезали операционные люки, через которые внутрь трубы заходил водолаз, и подавали полуавтомат. Трубы с полумуфтами соединяли многопроходными угловыми швами катетом 8...20 мм. Общая протяженность швов 28 м. Для ликвидации больших зазоров применяли накладные элементы

Место выполнения работы	Характер повреждения	Технология ремонта
1982 г. р. Обь. Глубина 12 м (р-н г. Нефтеюганск). Переход продуктопровода трубой Ø820 мм из стали 17Г1С (1982 г.)	Разрушение монтажного стыка на 1/3 длины	Электрокислородной резкой удален дефектный участок. После механической обработки в образовавшуюся полость установили вставку с подкладными элементами и соединили ее с трубой по периметру многопроходным стыковым швом
р. Днепр. Глубина 12 м (р-н г. Кременчуг). Переход газопровода Елец–Кременчуг–Кривой Рог. Труба Ø1420×18,7 мм из стали типа Х70 (1987 г.)	Свищ в монтажном стыке	После механической разделки с углом раскрытия кромок 90° на глубину 16 мм полученная разделка была заполнена многопроходным стыковым швом. Использовали порошковую проволоку, обеспечивающую аустенитную структуру металла шва
р. Кама. Глубина 12 м (р-н г. Пермь). Переход газопровода трубой из стали 17Г1С (1990 г.)	Трещина монтажного стыка длиной 100 мм	То же

Таблица 3. Характерные примеры восстановления причальных сооружений и нефтедобывающих оснований

Регион	Технология выполнения работ
Ремонт причальных сооружений	
Порт Дудинка. Нарушение целостности шпунтовой стенки. Расходились замки между шпунтинами (1982–1987 гг.)	Ремонт проводили зимой, после прекращения судоходства. Угловыми швами катетом 6...10 мм приваривали дублирующие листы толщиной 6...8 мм. Глубина выполнения работ от 1 до 14 м. Отремонтировано более 5 км причальной стенки
Клайпедский порт. Шпунтовая причальная стенка (1982–1983 гг.)	Технология та же. Глубина 2...12 м. Протяженность угловых швов катетом 6...8 мм — 287 м
Санкт-Петербургский морской порт. АП БАСУ «Балтийские Буксиры» (1996 г.)	Технология та же. Глубина 2...12 м. Общая длина угловых швов катетом 8...10 мм — 360 м
Ремонт стационарных нефтедобывающих оснований	
Глубоководная платформа № 12 на морском нефтяном месторождении им. 26 Бакинских комиссаров в Каспийском море (1991 г.)	Восстановление несущей способности трубного элемента вертикальной опоры 820×10 мм из стали 17ГС. Опора была полностью смята на глубине 4 м. Дефектный участок был удален. С помощью стыковых швов новый участок вертикальной опоры был соединен с основанием
Реконструкция подводной части опорного блока МПС LAM-22 (2000 г.)	Обустройство подводных конструкций анодами ПАКМ-75. За 12 дней на глубине до 20 м было смонтировано и приварено 115 анодов. Общая длина сварочных швов, выполненных во всех пространственных положениях, 55,2 м. Производство работ контролировал представитель Германского Ллойда.

м в потолочном и вертикальном положениях было сварено 1800 м однопроходного шва. Для выполнения работ использовали полуавтоматы для подводной сварки А1660 и ПСП-3 [3] и порошковую проволоку ППС-ЭК1 [7–9].

Два ремонта подводных переходов газопроводов (см. табл. 2) были выполнены с использованием порошковых проволок, обеспечивающих аустенитную структуру металла шва, а в натурных условиях (п. г. т. Черноморское) на глубине 10 м с помощью такой проволоки был заварен неповоротный трубный образец, выдержавший испытательное давление 20 МПа [3].

Существенный объем работ в настоящее время с использованием технологии мокрой механизированной сварки выполняется в России при ремонте причальных сооружений. Используются полуавтоматы для подводной сварки А1450 и А1660, выпущенные в 1980 годах и порошковая проволока ППС-ЭК1. Так, только фирма «Балтий-

ский проект» в год для выполнения подводной механизированной сварки использует около 900 кг проволоки, что вполне сравнимо с тем количеством порошковой проволоки, которая выпускалась в ИЭС для ВМС СССР и для гражданских нужд.

Для реализации технологии мокрой механизированной сварки, а также сварки покрытыми электродами разработаны комплекты оборудования, технологическая документация и методика обучения водолазов-сварщиков.

Резка металла под водой. Резка металлоконструкций под водой является достаточно значимым элементом технологического процесса при выполнении подводно-технических работ. Наиболее востребована в настоящее время технология резки под водой экзотермическими электродами, изготовленными ведущими мировыми производителями [3]. К сожалению надо отметить, что такие технологии, как резка под водой порошковой про-

волокой и резка взрывом, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, в настоящее время практически не востребованы. Электроды для экзотермической подводной резки, разработанные в ИЭС, выпуск которых был организован в России, в настоящее время на рынок не поступают.

Некоторое количество электродов марок АНР-Т8 и других диаметром 8 мм для электрокислородной подводной резки, изготавливаемые в лабораторных условиях, доходит до потребителя. Качество этих электродов достаточно высокое, что подтверждается их регулярным использованием на территории России и Украины.

Тенденции развития. По нашему мнению, технология сварки в сухой камере, вмещающей как сварщика, так и сварной узел, будет и в дальнейшем использоваться для сборки и ремонта под водой ответственных гидротехнических сооружений, таких как высоконапорные трубопроводы и отдельные элементы стационарных оснований, а также в случае низкой прозрачности воды.

Мы предполагаем увеличение объемов выполнения ремонтных работ с использованием новых покрытых электродов с улучшенными сварочно-технологическими свойствами. При незначительных объемах сварочных работ применение электродов предпочтительно в случае получения адекватных с механизированным способом прочностных показателей.

Приведенные материалы позволяют сделать заключение о высокой эффективности технологии мокрой механизированной сварки самозащитными порошковыми проволоками. Качество выполнения работ во многом зависит от уровня подготовки специалистов. Разработанные и испытанные на практике технологические решения позволяют быстро и эффективно ремонтировать корпуса судов и другие гидротехнические соору-

жения, выполняемые с минимальными затратами труда.

Выводы

1. Технология мокрой механизированной сварки под водой самозащитными порошковыми проволоками успешно использовалась для ремонта подводных переходов трубопроводов через водные преграды в конце прошлого века.

2. В настоящее время ремонт подводных переходов трубопроводов с использованием технологии сварки в гипербарических условиях является наиболее перспективным, учитывая существенный уровень износа как с позиции коррозионного разрушения, так и с позиции длительного воздействия динамических нагрузок.

3. Применение технологии сварки внутри кессона при атмосферном давлении для ремонта подводных переходов трубопроводов малоперспективно.

4. Для подводной резки наиболее востребованы электроды для экзотермической резки.

1. Патон Б. Е., Савич И. М. К 100-летию сварки под водой // Автомат. сварка. – 1987. – № 12. – С. 1–2.
2. Evans N. H. Welding in offshore constructions // Metal Construction and British J. – 1974. – № 5. – P. 153–157.
3. Кононенко В. Я. Подводная сварка и резка. – Киев: Ун-т «Україна», 2011. – 264 с.
4. Кононенко В. Я. Использование способа сухой сварки при ремонте подводных переходов газо- и нефтепроводов в РФ // Автомат. сварка. – 2010. – № 5. – С. 54–59.
5. Савич И. М. Подводная сварка порошковой проволокой // Там же. – 1969. – № 10. – С. 70.
6. Кононенко В. Я. Технологии подводной сварки и резки. – Киев: Екотехнологія, 2004. – 135 с.
7. Кононенко В. Я. Технология мокрой механизированной сварки при строительстве МЛСП «Приразломная» // Автомат. сварка. – 2005. – № 9. – С. 37–39.
8. Kononenko V. Ya. Technologies of underwater wet welding and cutting E. O. Paton Welding Institute. – NASU, 2006. – 156 p.
9. Кононенко В. Я. Применение технологии механизированной подводной сварки при строительстве МЛСП «Приразломная» // Автомат. сварка. – 2005. – № 12. – С. 53.

Поступила в редакцию 22.04.2014

РЫНОК СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ УКРАИНЫ

А. А. МАЗУР, С. В. ПУСТОВОЙТ, В. С. ПЕТРУК, Н. С. БРОВЧЕНКО

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

Представлена систематизированная экономико-статистическая информация о состоянии и развитии рынка сварочных материалов в Украине. Приведены количественные и стоимостные показатели объемов производства, потребления и экспорта–импорта сварочных материалов. Табл. 5, рис. 13.

Ключевые слова: сварка, сварочное производство, оборудование, сварочные материалы, экономика, статистика, рынок

Сварка как способ получения неразъемных соединений металлов и неметаллов является ключевой технологией в производстве более половины ВВП промышленно развитых стран. Это ставит перед сварочным производством любой страны серьезные задачи, которые необходимо решать с учетом высоких современных требований.

Сварочное производство Украины (табл. 1) включает высокоразвитую научную составляющую, производство современного сварочного оборудования и материалов, а также конструкций и другой сварной продукции и систему подготовки инженерных и рабочих кадров. Все это позволяет говорить об Украине как о стране с высоким уровнем развития сварочного производства.

Региональная структура сварочного производства Украины представлена в табл. 2. Наибольшее количество предприятий сосредоточено в Донецко-Приднепровском регионе, которые выпускают 57 % производимых в Украине сварных конструкций. На их производстве занято около 45 % ИТР и 44 % рабочих. Там же функционируют 23,5 % вузов III–IV 53 % вузов I–II уровня аккредитации, которые готовят инженерно-технические кадры для сварочного производства.

Отечественная школа сварочных технологий по заслугам занимает одно из ведущих мест в мире. Широко известны такие достижения украинских сварщиков, как автоматическая сварка бронекорпусов легендарного танка Т-34, уникальные сварные конструкции мирного периода — магистральные нефте- и газопроводы, цельносварной мост им. Е. О. Патона в г. Киеве, электрошлаковая сварка металла практически неограниченной толщины, сварка в ракетно-космической отрасли, в космосе и под водой.

События последних лет отрицательно сказались на экономике Украины и ее производственном потенциале, но высокий научный уровень по-прежнему позволяет украинской школе свар-

щиков сохранять позицию одного из мировых лидеров. Свидетельством этого являются широко используемые на всех континентах украинские технологии и оборудование для контактной стыковой сварки рельсов путей неограниченной длины, что особо важно при создании современных высокоскоростных железнодорожных магистралей, и разработки последних лет по сварке живых тканей. По мнению академика С. Глазьева, автора теории технологических укладов, оба эти проекта отвечают требованиям VI технологического уклада, т. е. являются технологиями будущего.

На всех этапах своей истории ИЭС решал стоящие перед ним задачи не любой ценой, а стремился, чтобы его разработки в производстве способствовали сокращению расходов материала, электроэнергии, снижению трудоемкости и созданию экономических предпосылок для широкого внедрения новых сварочных технологий. Достижения не только технического, но и экономического эффекта разработок требовал основатель и

Таблица 1. Сварочное производство Украины

Показатель	Количество
Предприятия–производители сварных конструкций (имеющие 5 и более сварщиков), ед.	около 2000*
Предприятия–изготовители сварочного оборудования, ед.	39
Предприятия–изготовители сварочных материалов, ед.:	
всего	64
сертифицированные (УкрСЕПРО)	33
Система подготовки кадров, ед.:	
вузы	17
техникумы	17
профтехучилища	487
Персонал, чел.:	
рабочие сварочных специальностей	около 80000*
ИТР	более 5000*
* Оценочные данные	

Таблица 2. Региональная структура сварочного производства Украины, %

Регион	Предприятия	СК	ИТР	Рабочие	Вузы III–IV у.а.	Вузы I–II у.а.
Центральный ¹	22,4	14,1	11,4	16,8	23,5	17,6
Донецко-Приднепровский ²	34,4	57,0	44,9	43,5	23,5	64,7
Восточный ³	12,5	9,7	24,0	14,7	5,9	11,8
Южный ⁴	10,6	8,0	8,3	9,5	17,7	5,9
Западный ⁵	20,1	11,2	11,4	15,5	29,4	0

Примечания: 1 — г. Киев, Киевская, Черниговская, Черкасская, Кировоградская, Житомирская обл.; 2 — Донецкая, Днепропетровская, Луганская, Запорожская обл.; 3 — Харьковская, Сумская, Полтавская обл.; 4 — Николаевская, Одесская, Херсонская обл., Республика Крым; 5 — Винницкая, Волынская, Закарпатская, Ивано-Франковская, Львовская, Ровенская, Тернопольская, Хмельницкая, Черновицкая обл.

многолетний руководитель ИЭС Евгений Оскарович Патон.

Понятно, что изучение состояния и динамики развития мирового и национального сварочного производства, в том числе экономико-статистический анализ рынка сварочных материалов, уже более 50 лет является одним из научных приоритетов института. Накоплены богатые информационные банки, подготовлены необходимые кадры, отработана методика исследований, в основе которой лежат три принципа:

♦ первый — исследование явления как в статике, так и в динамике в течение достаточно длительного времени;

♦ второй — для обеспечения объективности оценка должна даваться в сопоставлении с соответствующими мировыми показателями и показателями ведущих стран;

♦ третий — при исследовании состояния исследуемого явления предпочтение прежде всего следует отдавать натуральным показателям, т. к. стоимостные показатели могут искажать истинное положение вещей как по объективным причинам (изменение валютных курсов, налогового законодательства и др.), так и по субъективным. Иногда статистические данные деформируются в угоду власти имущим, что со стоимостными показателями сделать гораздо проще, чем с натуральными.

Помимо всего прочего, использование натуральных показателей обеспечивает возможность при международном сопоставлении показателей избежать влияния изменения валютных курсов.

В качестве примера большей объективности натуральных показателей по сравнению со стоимостными можно привести динамику ВВП Украины в стоимостном выражении и сварочного производства в натуральных показателях (рис. 1). По данным Госкомстата в целом почти все показатели сварочного производства, определяемые в натуральных показателях, оказались намного ниже показателей ВВП, исчисляемых в стоимостном выражении. Вызвано это тем, что резко упали прежде всего объемы машиностроения и металлообработки, в первую очередь, выпуск металлоемких видов продукции (табл. 3).

Основным конструкционным материалом, который широко применяется при производстве сварных конструкций, является сталь. В Украине ежегодно производится почти 30 млн. т стального металлопроката, значительная часть которого экспортируется во многие страны мира, а видимое потребление внутри страны в последние годы составляет почти 6 млн. т, из которых на производство сварных конструкций приходится 2/3 (рис. 2). Анализ приведенных данных показывает, что сварные конструкции в Украине составляют

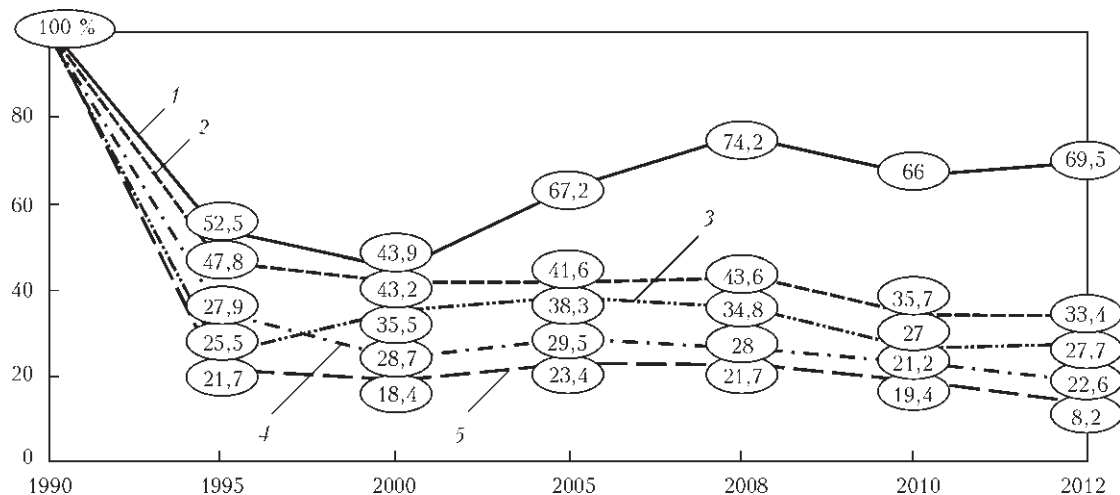


Рис. 1. Основные показатели экономики и сварочного производства Украины, %: 1 — ВВП; 2 — продукция машиностроения; 3 — потребление металлопроката; 4 — производство сварных конструкций; 5 — потребление сварочных материалов

Таблица 3. Выпуск металлоемких видов промышленной продукции в Украине

Продукция	1990 г.	2012 г.	Снижение объемов производства, раз
Прокат черных металлов, млн. т:			
выпуск	38,6	18,4	2,1
потребление	26,1	5,9	4,4
Трубы, млн. т	6,5	2,2	3
Краны мостовые, шт.	1389	117	12
Тракторы, тыс. шт.	106	5,28	20
Комбайны зерноуборочные, шт.	1500	50	30
Станки металлорежущие, тыс. шт.	37	0,11	342
Кузнечно-прессовое оборудование, тыс. шт.	10,9	0,05	214
Экскаваторы, тыс. шт.	11,2	0,08	143
Автомобили легковые, тыс. шт.	156	69,7	2,2
Автобусы и автомобили грузовые, тыс. шт.	40,3	6,5	6,2
Вагоны грузовые, тыс. шт.	80	47,6	1,7

от 2/3 до 3/4 потребления металлопроката, что соответствует аналогичным мировым показателям.

Показатели на рис. 3 свидетельствуют о том, что сварные конструкции являются ведущим видом металлических заготовок, выпускаемых в стране, далеко опережая отливки, поковки и штамповки.

Одной из основных составляющих сварочного производства являются сварочные материалы. На рис. 4 представлена динамика выпуска сварочных материалов в Украине, их экспорта и импорта, позволяющая установить годовые объемы внутреннего потребления, т. е. объемы внутреннего рынка.

На рис. 5 указаны семь основных украинских производителей сварочных материалов, на долю

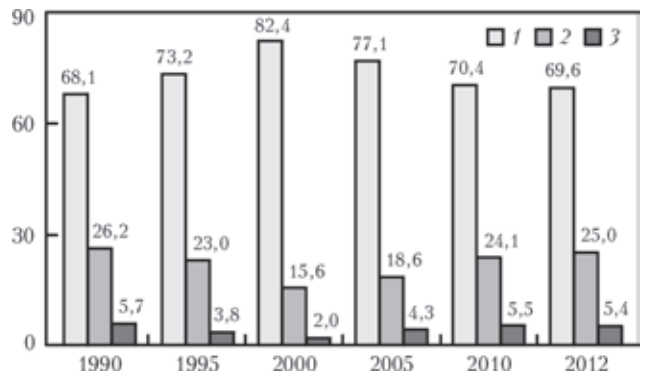


Рис. 3. Структура производства металлических заготовок в Украине, %: 1 — сварные конструкции; 2 — отливки; 3 — поковки и штамповки

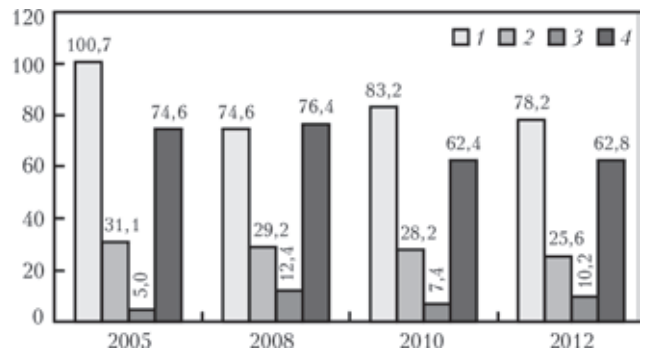


Рис. 4. Украинский рынок сварочных материалов, тыс. т: 1 — объем производства; 2 — экспорт; 3 — импорт; 4 — видимое потребление

которых в 2012 г. пришлось 96,1 % годового выпуска сварочных материалов, в то время как на долю более мелких производителей — 3,9 %. Еще совсем недавно их доля на рынке составляла более 9 %, что свидетельствует о продолжающемся процессе концентрации производства сварочных материалов.

Мощности украинских предприятий по производству сварочных материалов обеспечивали потребности многих машиностроительных заводов бывшего СССР, после его распада объемы выпуска существенно сократились. На экспорт приходится 1/4...1/3 объема производства, при этом ви-

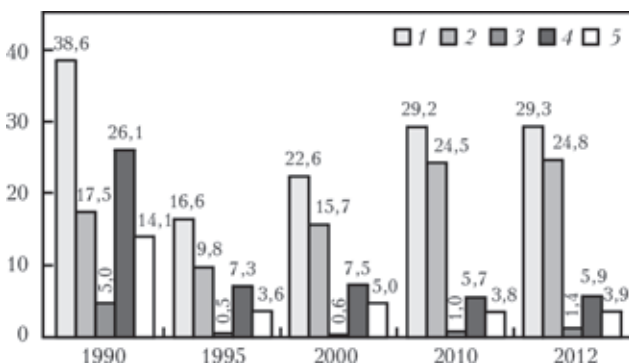


Рис. 2. Производство сварных конструкций в Украине, млн. т: 1 — производство металлопроката; 2 — импорт металлопроката; 3 — производство сварных конструкций; 4 — экспорт металлопроката; 5 — видимое потребление металлопроката

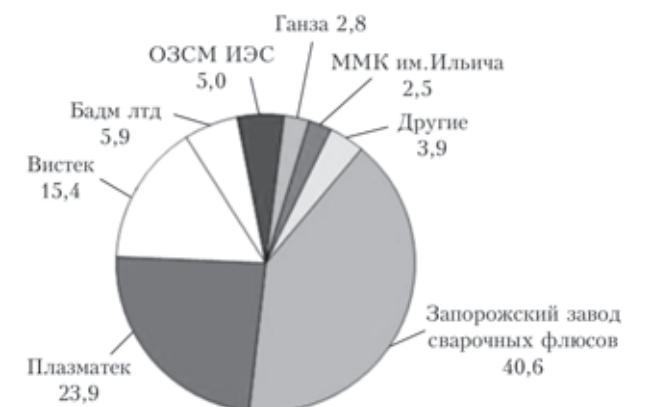


Рис. 5. Доля выпуска сварочных материалов основными украинскими производителями, %

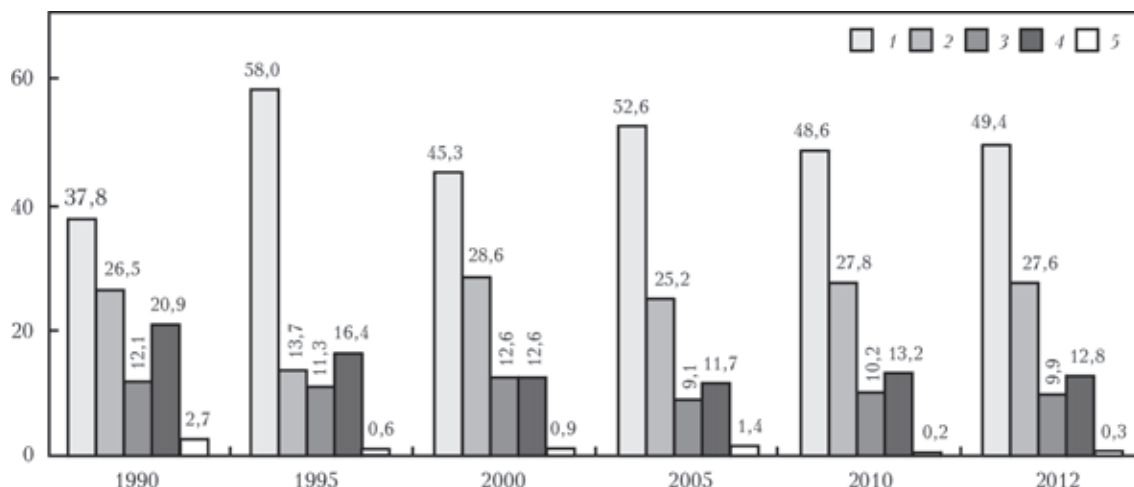


Рис. 6. Структура выпуска сварочных материалов, %: 1 — электроды; 2 — обычная проволока; 3 — порошковая проволока; 4 — флюс; 5 — легированная проволока

димое потребление сварочных материалов внутри страны за последние годы составляет 63 тыс. т.

В структуре выпуска сварочных материалов (рис. 6) почти половину занимает производство электродов (по сравнению с 1990 г. их доля возросла почти на 20 %), около 30 % приходится на сварочные флюсы. По сравнению с 1990 г. сократился выпуск легированной и порошковой проволоки.

Наличие данных о структуре и объемах потребления сварочных материалов позволяет определить долю применения каждого из основных способов дуговой сварки (по наплавленному металлу) на протяжении последних 47 лет (рис. 7).

В Украине в 1960–1980 гг. уровень механизации дуговой сварки был сопоставим с передовыми странами. Так, в 1965 г. доля ручной сварки в Украине составляла 63 % и постоянно снижалась до 44,9 % вплоть до 1985 г. (табл. 4). Однако за-

стой экономики СССР во второй половине 80-х гг., различного рода потрясения и перестройки негативно сказались на всей экономике Украины и, в частности, на ее сварочном производстве (см. рис. 7). В 1990–1995 гг. доля ручной сварки резко подскочила до уровня 30-летней давности (до 65,1 %) и в дальнейшем медленно снижалась до 48,9 % (в 2012 г.), далеко уступая аналогичному показателю передовых стран. Одновременно в период 1965–1990 гг. доля сварки в CO_2 выросла с 9,5 до 37,2 %, затем опять отмечается резкий спад до 23 % (в 2000 г.) и медленный подъем до 33 % (в 2012 г.). Автоматическая сварка под флюсом во все времена находилась на достаточно высоком уровне — 20 ± 3 % в 1970–1980 гг. благодаря ее применению в судостроении и производстве строительных конструкций и труб. Затем наблюдается падение в 1990–1995 гг. до 7,5 %, а в последующие годы благодаря выпуску труб большого ди-

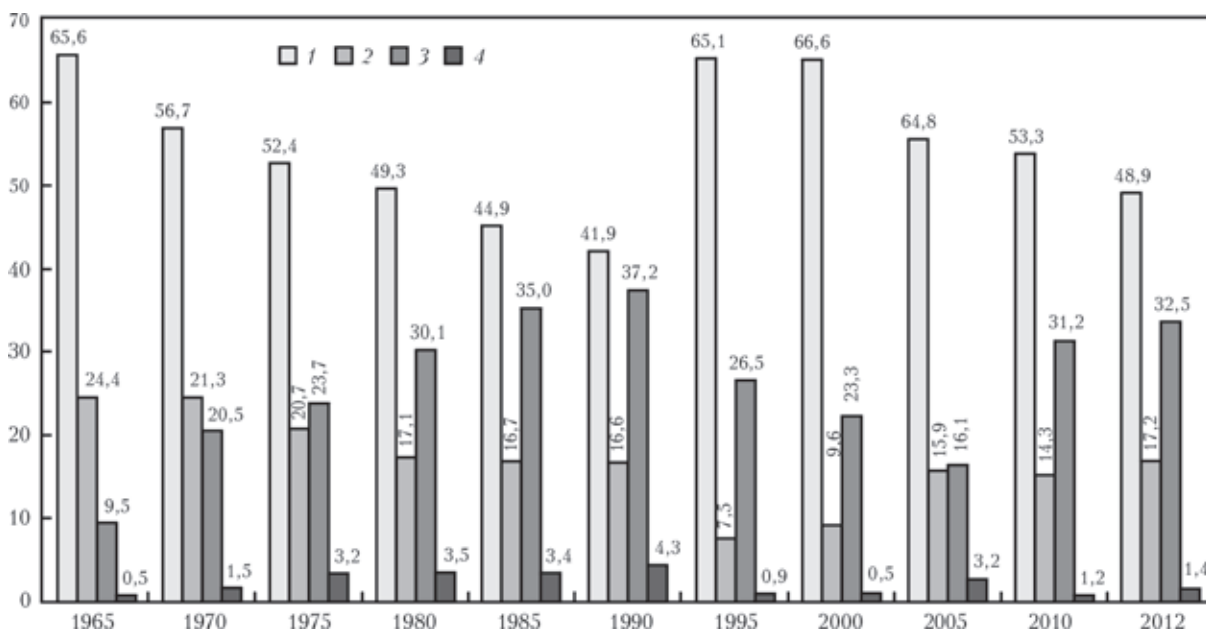


Рис. 7. Технологическая структура способов дуговой сварки в Украине, % (по наплавленному металлу): 1 — ручная; 2 — под флюсом; 3 — в защитном газе; 4 — порошковой проволокой

Таблица 4. Структура способов дуговой сварки, % (по наплавленному металлу)

Страна	Способ сварки	1965	1975	1985	1995	2000	2005	2012
Западная Европа	РДС		58	34	18	15	12	8,9
	в CO ₂	74	31	56	70	71	75	63,9
	ПП		2	3	6	6,5	6,5	19,1
	АФ		9	7	6	7,5	6,5	8,1
США	РДС		53	42	25	19,5	15	10,3
	в CO ₂	71	25	38	54	54	58,5	61,4
	ПП		13	13	19	19	19,5	22,1
	АФ		9	7	7	7,5	7	6,2
Япония	РДС		67	44	22	14	12	7,3
	в CO ₂	85	20	39	52	54	54,5	49,5
	ПП		1	11	25	25	27	35,9
	АФ		9	10	7	7	6,5	7,3
Украина	РДС	63	52,4	44,9	65,1	66,6	64,8	48,9
	в CO ₂	9,5	23,7	35	26,5	23,3	16,1	32,5
	ПП	0,5	3,2	3,4	0,9	0,5	3,2	1,4
	АФ	27	20,7	16,7	7,5	9,6	15,9	17,2

Примечание: РДС – ручная дуговая сварка; ПП – порошковой проволокой; АФ – автоматическая под флюсом

Таблица 5. Техногенное влияние на окружающую среду

Год	Выбросы в атмосферу вредных веществ, тыс. т				
	Общие	В том числе			
		Авто-транспорт	Стационарные источники	Сварочное производство	
				Всего	% от общего выброса
1990	15500	6100	9400	6,9	0,044
1995	7500	1800	5700	1,92	0,026
2000	5900	1900	4000	1,17	0,021
2005	6600	2200	4400	1,84	0,028
2010	6678	2547	4131	1,27	0,019
2012	6821	2486	4335	1,28	0,019

аметра для магистральных нефтегазопроводов — стабилизация на уровне $15,5 \pm 1$ %. Совершенно неудовлетворительно выглядит ситуация с порошковой проволокой — повышение показателей

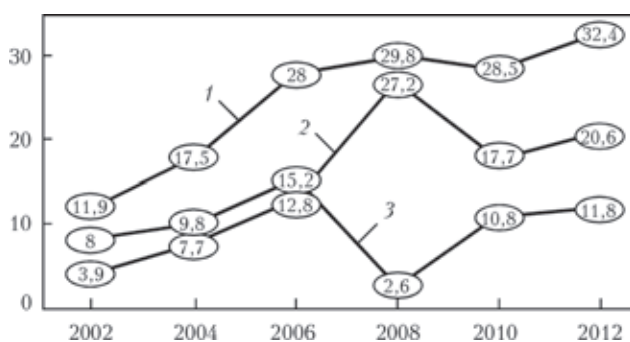


Рис. 8. Внешнеторговый баланс Украины по сварочным материалам, млн. дол. США: 1 — экспорт; 2 — импорт; 3 — баланс

практически с 0 до 4,3 % в 1990 г. и последующий провал до уровня 1,2...1,4 %.

Снижение потребления сварочных материалов уменьшило техногенное влияние сварки на окружающую среду. Сотрудничество ИЭС с Киевским Институтом медицины труда и Одесским Центром защиты органов дыхания сварщиков позволило создать необходимую научную базу для экономической оценки проблем гигиены и экологии в сварочном производстве. Результаты этих исследований, проведенных для оценки техногенного воздействия сварочного производства на окружающую среду, представлены в табл. 7, из которой следует, что выбросы вредных веществ в атмосферу при сварке составляют сотые доли процента от количества общих выбросов и не представляют опасности для окружающей среды. Тем не менее, специфика процессов сварки, особенно ручных и полуавтоматических, где сварщик находится непосредственно в зоне горения дуги, требует принятия необходимых мер не только по защите их органов дыхания, но и по оздоровлению рабочей среды в сварочных цехах.

Производство сварочных материалов в Украине ориентировано на потребление не только в разных отраслях отечественной промышленности, но и на поставку на зарубежные рынки. Доля экспорта на украинском рынке составляет почти 30 % объема их производства (см. рис. 4), при этом импорт не превышает 12,4 тыс. т. Такое соотношение экспорта–импорта обеспечивает в целом положительный внешнеторговый баланс по сварочным материалам (рис. 8).

Однако в последние годы украинские производители сварочных материалов ощущают жесткую

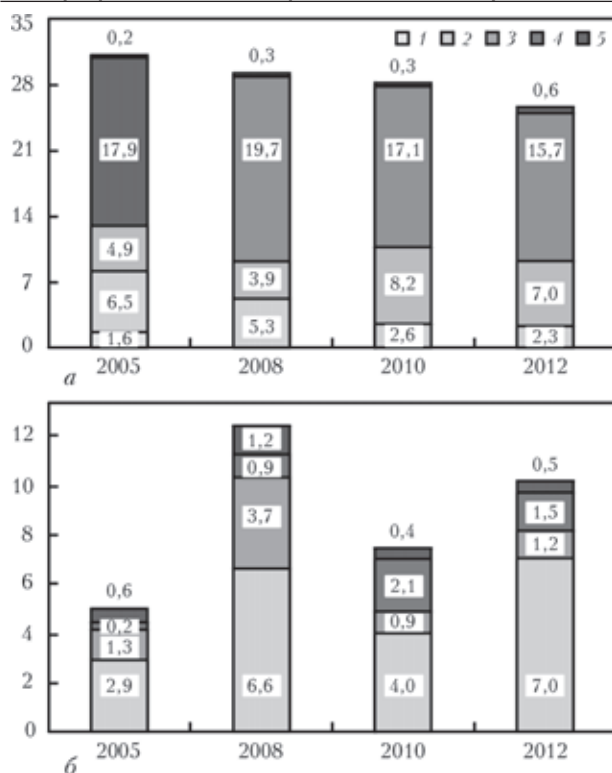


Рис. 9. Структура экспорта (а) и импорта (б) сварочных материалов, %: 1 — обычная проволока; 2 — флюс; 3 — легированная проволока; 4 — порошковая проволока; 5 — электроды

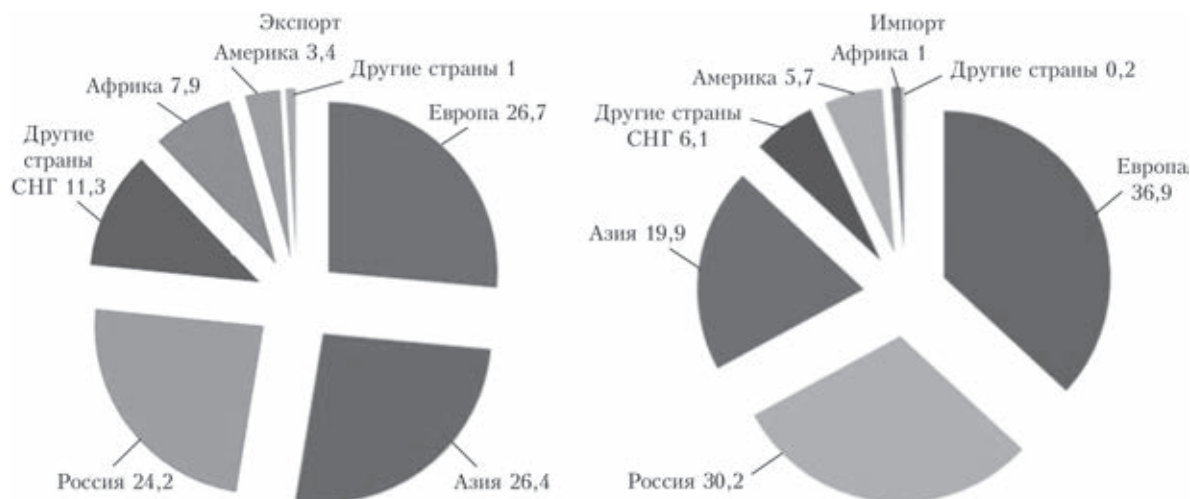


Рис. 10. Внешнеэкономическая деятельность Украины, %

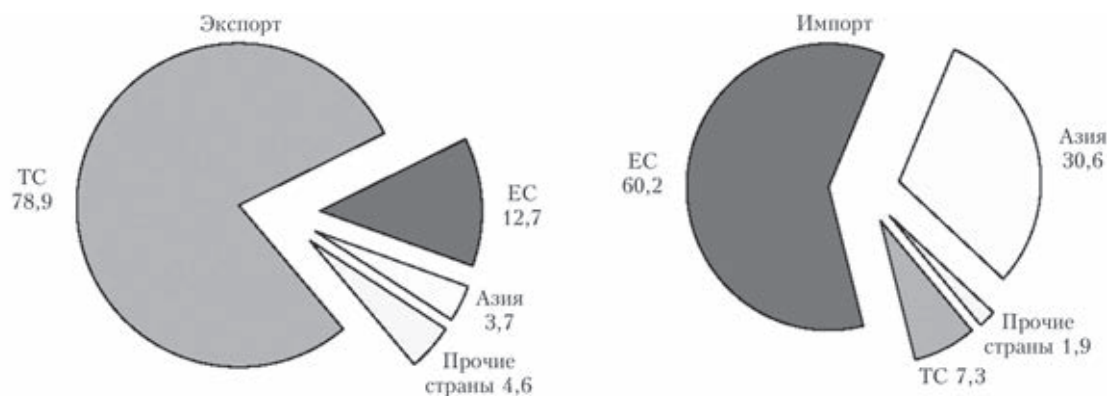


Рис. 11. География экспорта-импорта сварочных материалов в 2012 г., %

конкуренцию в борьбе за потребителя со стороны импортеров, которая особенно обострилась после вхождения Украины в ВТО и открытия внутреннего рынка. Динамика роста импорта сварочных материалов в Украине с 2002 по 2012 г. (с 3,9 до 27 млн. дол. США) превышает динамику экспорта за этот период (с 11,9 до 29,8 млн. дол. США). Это вызвало снижение положительного внешне-торгового баланса до 2,6 млн. дол. США. Финансовый кризис 2008 г. ослабил позиции импортеров (вследствие роста курса доллара), что привело к снижению объемов импорта сварочных материалов. Однако к 2010 г. в связи с преодолением кризисных явлений в экономике тенденция роста импорта во внешнеторговом балансе Украины по сварочным материалам возобновилась.

Структура экспорта и импорта сварочных материалов представлена на рис. 9. Отечественные производители в основном экспортируют легированную проволоку, электроды и флюсы, а в структуре импорта основной объем приходится на сварочные флюсы и электроды для ручной дуговой сварки.

В соответствии с данными государственной статистики основными торговыми партнерами Украины в 2013 г. были страны Европы, Азии и Россия (рис. 10). На Россию и другие страны

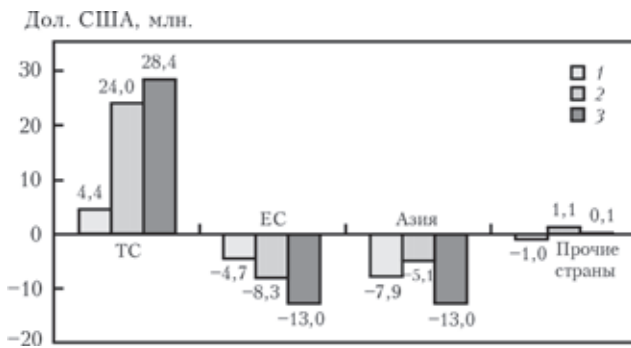


Рис. 12. Внешнеторговый баланс Украины по группам товарам и регионам в 2012 г.: 1 — сварочное оборудование; 2 — сварочные материалы; 3 — всего

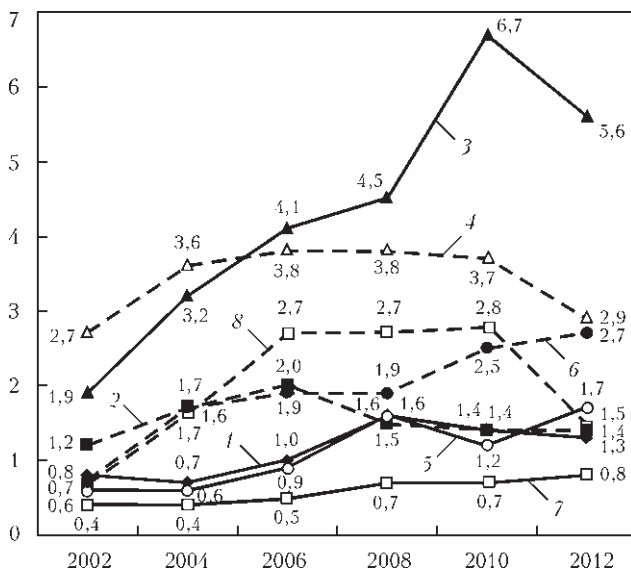


Рис. 13. Средняя стоимость сварочных материалов, тыс. дол. США/т: 1, 2 — экспорт и импорт легированной проволоки; 3, 4 — экспорт и импорт порошковой проволоки; 5, 6 — экспорт и импорт покрытых электродов; 7, 8 — экспорт и импорт флюса

СНГ приходится почти 35,5 % экспорта украинской продукции и 36,3 % импорта. Экспорт в страны Европы составляет 26,7 %, а импорт из этих стран — 36,9 %. На азиатские страны приходится 26,4 % экспорта и 19,9 % импорта.

Внешнеторговая деятельность на рынке сварочных материалов значительно отличается от внешнеэкономической деятельности Украины в целом (рис. 11). Так, по итогам 2012 г. 75 % объ-

емов экспорта сварочных материалов приходится на страны Таможенного Союза (в основном это Россия, Беларусь и Казахстан) и только 12,7 % — на страны Европейского Союза. При этом в импорте сварочных материалов наблюдается противоположная ситуация — 60,2 % объемов составляют поставки из стран ЕС, а 7,3 % — на страны ТС. Также в структуре импорта весома доля поставок из стран Азии — 30 % (в основном из Китая), которая за последние годы имела тенденцию ежегодного роста. Внешнеторговый баланс по группам товаров сварочной техники представлен на рис. 12. Динамика средней стоимости сварочных материалов при экспорте–импорте показана на рис. 13.

Выводы

Сварка остается ведущим технологическим процессом в украинской промышленности, а национальный рынок сварочных материалов динамично развивается. Развитие и совершенствование сварочного производства требуют наличия соответствующей экономической, статистической и маркетинговой информации, позволяющей принимать обоснованные решения при определении направлений научных исследований и разработок, а также выработке стратегии на макро- и микроуровне. Четкая зависимость между потреблением стальной металлопродукции и спросом на конкретные виды сварочной техники позволяет использовать прогнозы развития рынков металлопотребления в качестве базы для прогнозирования развития сварочного производства.

Статья написана по результатам анализа рынка сварочной техники в Украине, выполненного отделом экономических исследований ИЭС, по статистическим данным Госкомстата и Таможенной службы Украины, экономико-статистического обзора «СВЕСТА-2010», материалов, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка», «The Japan Welding News for the World», корпорациями ESAB, Lincoln Electric и др.

Поступила в редакцию 19.05.2014

ФИЗИКО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ И СВАРОЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГАЗОЗАЩИТНЫХ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК ДЛЯ СВАРКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

В. Н. ШЛЕПАКОВ

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

Рассмотрены особенности процесса дуговой сварки порошковой проволокой в среде защитного газа. Приведены данные по металлургическим характеристикам и классификации газозащитных порошковых проволок с различными типами сердечника, а также примеры их успешного использования в промышленности. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 2.

Ключевые слова: дуговая сварка, низкоуглеродистые и низколегированные стали, порошковая проволока, защитный газ, стабильность плавления и переноса металла, тип порошкового сердечника, содержание газов в металле шва, технико-экономические аспекты применения

Длительное применение в основном проволоки сплошного сечения при механизированной и автоматической сварке в среде защитных газов было обусловлено ее доступностью и невысокой ценой. Со временем понимание технологических и экономических преимуществ применения порошковых проволок, подтвержденных результатами анализа затрат на выполнение сварки и качества сварных соединений, привело к тому, что порошковая проволока заняла ведущее место при выполнении сварочных работ в различных отраслях промышленности и строительства стран с высоким уровнем экономического развития [1]. Применение газозащитной сварки порошковой проволокой позволяет быстро реагировать на потребности изготовителей сварных конструкций, так как она отличается универсальностью, отличными оперативными характеристиками и высокой производительностью, что обеспечивает существенное снижение экономических затрат.

Многообразие типов порошковых проволок в настоящее время принято классифицировать по международным стандартам ISO в соответствии с определенным классом стали, для сварки которого они предназначены. Применительно к наиболее распространенным классам конструкционных сталей обычной прочности используется стандарт ISO 17632 [2], а высокой прочности — ISO 18276 [3]. Защитные газы для выполнения газозащитной сварки классифицируются по стандарту ISO 14175 [4]. Ниже используется классификация в соответствии с указанными стандартами.

Специалистам в области дуговой сварки плавлением хорошо известно, что замена проволоки сплошного сечения на порошковую не требует из-

менения базовой технологии или использования другого оборудования. В современном сварочном оборудовании предусмотрена регулировка в широких пределах статических и динамических характеристик источников питания с помощью микропроцессорной техники, что дает возможность устанавливать оптимальные параметры сварки для каждого типа проволоки. Подающие механизмы полуавтоматов, как правило, снабжены двумя парами роликов для снижения давления на проволоку, предупреждения ее деформации или нарушения геометрии, которые ухудшают подаваемость проволоки по шлангам.

Металлургические характеристики газозащитных порошковых проволок. Устоявшаяся классификация порошковых проволок по типу порошкового сердечника, включенная в международные стандарты, разделяет их на три базовых типа, а именно: рутиловый, основной и металлический.

К рутиловому типу (по названию минерала — рутил) относят проволоки, основу шлаковой системы которых составляют оксиды титана в композиции с другими оксидами (например, силикатами или алюмосиликатами), образующими при плавлении шлаки с низкой основностью. Изменение состава и использование флюсующих агентов открывает широкие возможности для регулирования технологических свойств этих проволок. По сварочно-технологическим свойствам они подразделяются на рутиловые с медленно твердеющим и быстро твердеющим шлаком, что определяет возможность их использования для сварки соединений в различных пространственных положениях.

К основному типу относят проволоки со шлаковой основой сердечника, включающей системы

карбонатно-флюоритно-оксидного типа с высокой долей оксидов щелочноземельных металлов, что благодаря высокой основности образующегося шлакового расплава позволяет обеспечить высокую рафинирующую способность шлака и снизить уровень окисления расплавленного металла. Возможности управления технологическими свойствами этих проволок более узкие по сравнению с рутиловыми ввиду более крупнокапельного переноса металла, что, однако, можно компенсировать применением импульсного процесса сварки.

К проволокам с металлическим сердечником относят проволоки, содержащие порошки железа, ферросплавов и другие металлические порошки с незначительными добавками минеральных веществ, повышающих стабильность горения дуги и улучшающих сварочно-технологические свойства проволоки. Количество минеральных добавок составляет обычно от 0,5 до 1,5 % массы проволоки. Сварочно-технологические свойства порошковых проволок с металлическим сердечником близки к свойствам проволок сплошного сечения, но они обеспечивают более высокую стабильность горения дуги и производительность плавления, незначительные потери электродного металла и благоприятное формирование шва.

Влияние металлургических характеристик порошковых проволок указанных типов можно оценить по обобщенным данным типичного содержания газов и неметаллических включений в металле швов. Данные о содержании газов и неметаллических включений в металле швов, выполненных порошковыми проволоками с различным типом сердечника в смеси $Ag + 18 \text{ об. } \% CO_2$ (M21 по ISO 14175 [4]), приведены в таблице.

Отличительной особенностью бесшовных порошковых проволок является низкое содержание диффузионного водорода в металле наплавки благодаря их термообработке в процессе изготовления и герметичности конструкции. Содержание кислорода в металле шва зависит от состава неметаллической части сердечника (типа шлаковой системы) и рафинирующих свойств шлака. В проволоках с металлическим сердечником, где объем шлака незначителен, для снижения уровня содержания кислорода и оксидных включений в последнее время используют комплексные системы

микролегирования и обработки расплава, позволяющие уменьшить загрязненность металла неметаллическими включениями.

Номенклатура порошковых проволок для сварки в углекислом газе или газовых смесях $Ag + CO_2$ включает проволоки для сварки конструкционных сталей с пределом текучести 360... 500 [2] и 550... 890 МПа [3]. Производители изготавливают порошковые проволоки диаметром 1... 2 мм, что позволяет выполнять сварку конструкций из металла толщиной от 2 до 50 мм и более в зависимости от класса свариваемой стали.

Особенности газозлектрической сварки порошковой проволокой. При газозлектрической сварке различают три основных вида переноса электродного металла в сварочную ванну: с короткими замыканиями, капельный и струйный. В определенных диапазонах параметров режима перенос металла может носить смешанный характер. Использование современных импульсных источников питания с программным управлением существенно расширяет возможности управления переносом электродного металла, в частности, импульсно-струйный переносом с контролируемым поверхностным натяжением расплавленного металла. Основные способы регулирования характеристик управляемого переноса основаны на балансе сил, определяющих отрыв капли от электродной проволоки [5].

Основную роль в переходе от капельной формы переноса в струйную играет поверхностное натяжение расплавленного металла (пинч-эффект, вызванный действием электромагнитных сил на торцевую часть электрода). Существенное влияние оказывает также состав защитного газа. Использование газовых смесей (двух- или трехкомпонентных) позволяет оптимизировать химическую активность, ионизационный потенциал и термическую проводимость газозащитной среды [6]. Замена углекислого газа смесями на основе аргона существенно улучшает характеристики переноса металла — уменьшает размеры капель, тем самым способствуя переходу от капельного к струйно-капельному переносу. Струйный перенос по сути является тоже капельным, но в виде очень мелких капель. Регулировать перенос путем изменения параметров режима (сварочного тока, вылета проволоки и напряжения на дуге) для

Обобщенные результаты анализа содержания газов и неметаллических включений в металле, наплавленном порошковыми проволоками различного типа в защитном газе M21 [4]

Порошковая проволока	[N], мас. %	[O], мас. %	[H] _{диф} , см ³ /100 г	HВ, об. % *
Рутилового типа	0,005 ... 0,008	0,057 ... 0,065	6 ... 15	0,38 ... 0,48
Основного типа	0,009 ... 0,011	0,035 ... 0,045	3 ... 5	0,31 ... 0,34
С металлическим сердечником	0,004 ... 0,010	0,078 ... 0,083	5 ... 10	0,53 ... 0,61
Бесшовная	0,009 ... 0,010	0,045 ... 0,057	4 ... 5	0,33 ... 0,44

* По данным металлографических исследований нетравленных шлифов.

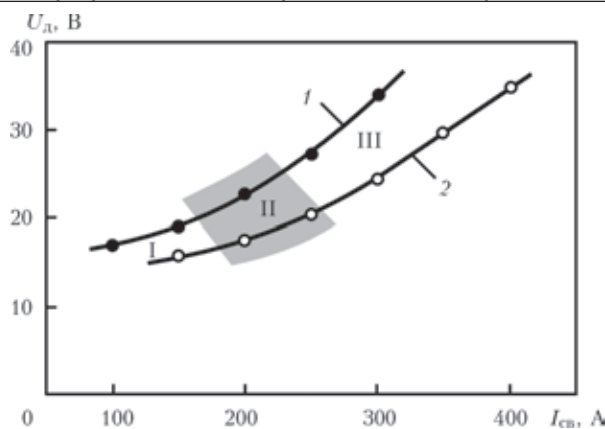


Рис. 1. Диапазон параметров сварки в смеси газов M21 [4] порошковыми проволоками с металлическим типом сердечника диаметром 1,2 (1) и 1,6 (2) мм: I — область капельного; II — смешанного; III — струйного переноса; заштрихованная — область перехода от капельного к струйному переносу

проволок каждого конкретного диаметра можно с учетом получаемых технологических характеристик сварного соединения. Изменение состава сердечника позволяет регулировать характеристики горения дуги, в частности, показатели стабильности процесса сварки при использовании в составе сердечника элементов и соединений с малым потенциалом ионизации и низкими значениями работы выхода электронов, что приводит к повышению концентрации положительных ионов в периферийной области дуги. В свою очередь, существование шлакового расплава на поверхности электродного металла дает возможность управлять поверхностным натяжением.

На рис. 1 приведен пример зависимости вида переноса металла от диаметра порошковой проволоки и параметров режима; производительность наплавки порошковыми проволоками с различным типом сердечника в сравнении с проволокой сплошного сечения в пределах используемых токов иллюстрирует рис. 2. Регулярный характер плавления и переноса металла обеспечивает вы-

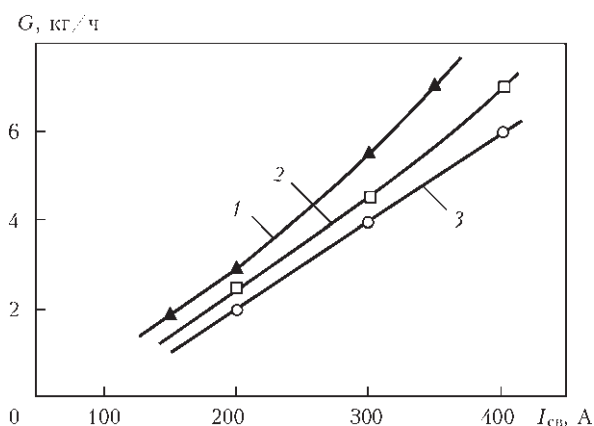


Рис. 2. Производительность наплавки в CO_2 порошковой проволокой диаметром 1,2 мм с металлическим сердечником (1), рутилового типа (2) и сплошного сечения (3) в диапазоне применяемых сварочных токов

сокую стабильность параметров режима в процессе выполнения сварных соединений, что особенно важно при автоматической и роботизированной сварке.

Технико-экономические аспекты применения. Благодаря использованию более концентрированной энергии, высокой плотности тока и возможности регулирования показателей плавления и переноса металла сварка газозащитными порошковыми проволоками имеет высокий потенциал для значительного повышения производительности, быстрой адаптации к выполнению разнообразных сварных соединений из конструкционных сталей различного назначения. Современные порошковые проволоки успешно применяются при полуавтоматической, автоматической и роботизированной сварке конструкций широкой номенклатуры с использованием серийных комплектов оборудования, т. к. по показателям подаваемости, надежности электрического контакта и управления дугой они практически не отличаются от проволок сплошного сечения. Единственным отличием является рекомендация использовать ролики подающих механизмов сварочных аппаратов с охватывающим профилем, особенно при сварке проволоками диаметром больше 1,6 мм, чтобы избежать риска деформации поверхности проволоки и повышенного износа контактных наконечников. Техника выполнения швов порошковой проволокой не отличается от техники при применении проволоки сплошного сечения, но при сварке порошковой проволокой швы имеют более плавную форму проплавления и их геометрия меньше зависит от параметров режима. Следует также учитывать более высокую скорость выполнения шва заданного размера порошковой проволокой при меньших энергозатратах, минимальное разбрызгивание независимо от формы переноса электродного металла и большую стабильностью параметров сварки. Понятно, что указанные преимущества порошковой проволоки компенсируют повышение затрат на сварочный материал.

Снижение тепловложения в основной металл при сварке газозащитной порошковой проволокой делает ее более оптимальной для соединения сталей, чувствительных к перегреву. Особенно важно это для соединений стали повышенной и высокой прочности, перегрев ЗТВ которых недопустим. Решить эту проблему позволяет контроль погонной энергии. Если необходима высокая скорость сварки, рекомендуется использовать автоматические или роботизированные установки. Наибольшей производительностью плавления обладают порошковые проволоки с металлическим сердечником, при этом можно выполнять несколько проходов без удаления следов шлака, а угол разделки

кромки стыковых соединений можно уменьшить значительно — до 40° и меньше.

Большое разнообразие типов сварных соединений, размеров и форм металлоконструкций различного назначения не позволяет выбирать рекомендуемый тип порошковой проволоки без привязки к конкретному объекту. Задачей предприятий, занимающихся изготовлением металлоконструкций, является нахождение оптимального решения, обеспечивающего необходимый уровень качества и производительности сварки. Использование сварки газозащитной порошковой проволокой является одним из путей решения задач повышения эффективности производства, а опыт ее применения подтверждает возможность улучшения качества сварных металлоконструкций во многих отраслях промышленности и строительства.

Одной из первых областей успешного использования порошковой проволоки с основным типом сердечника в заводских условиях стало изготовление конструкций тяжелой транспортной техники, горнодобывающих машин, дорожно-строительного оборудования и грузоподъемных устройств. В последние годы расширилось применение роботизированной сварки порошковой проволоки с металлическим сердечником. Сварка порошковыми проволоками с сердечником рутилового типа благодаря высоким сварочно-технологическим показателям нашла широкое применение при изготовлении строительных металлоконструкций, а затем и в судостроении. Особенно успешным оказалось применение полуавтоматического процесса при изготовлении секций судов,

где необходимость сварки в различных пространственных положениях сочетается с высокими требованиями к форме шва, проплавлению и брызгообразованию. Подобные задачи сейчас решаются и в строительстве буровых платформ благодаря применению газозащитных порошковых проволок всех типов в зависимости от класса свариваемой стали, толщины металла и пространственных положений швов. В последние годы осваивается применение сварки газозащитной порошковой проволокой в производстве энергетических установок и строительстве магистральных трубопроводов, где используются стали повышенной и высокой прочности в сочетании с высокими показателями вязкости и пластичности. Намечилась также тенденция к использованию порошковых проволок при вертикальной автоматической сварке металла большой толщины с принудительным формированием шва.

1. Tsusumi S., Ooyama S. Investigation on current usage and future trends of welding materials // IIW Doc. XII-1759-03–2003.
2. Standard EN ISO 17632:2008: Welding consumables. Tubular cored electrodes for gas-shielded and non-gas-shielded metal arc welding of non-alloy and fine grain steels. Classification. — 34 p.
3. Standard EN ISO 18276:2006: Welding consumables. Tubular cored electrodes for gas-shielded and non-gas-shielded metal arc welding of high-strength steels. Classification. — 34 p.
4. Standard EN ISO 14175:2008: Welding consumables. Gases and gas mixtures for fusion welding and allied processes. — 16 p.
5. Adonyi Y., Nadzam J. Gas metal arc welding // New developments in advanced welding. — Cambridge: Woodhead Publ., 2005. — P. 1–20.
6. Zavodny Y. Welding with right shielding gas // Welding J. — 2001. — N12. — P. 49–50.

Поступила в редакцию 07.05.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

ТИТАН. ТЕХНОЛОГИИ. ОБОРУДОВАНИЕ. ПРОИЗВОДСТВО. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2011. — 324 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.



Сборник включает 70 статей, опубликованных в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за период 2005–2010 гг., по электрометаллургии, сварке титана и его сплавов. Авторами статей являются известные в Украине и за рубежом ученые и специалисты. Тематика статей посвящена созданию новых технологических процессов и оборудования для производства и сварки титана. Сборник предназначен для широкого круга 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.

Заказы на книгу просьба направлять
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

ПРИМЕНЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК ДЛЯ СВАРКИ В ПРОМЫШЛЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Р. РОЗЕРТ

ITW welding GmbH. 67317, Altleiningen, Germany. E-mail: Reinhard.Roserte@drahtzug.com

Механизированные и автоматизированные процессы дуговой сварки и наплавки порошковыми проволоками находят все более широкое применение во многих странах при изготовлении и ремонте различных изделий и конструкций во многих отраслях и производствах. Рассмотрены преимущества МАГ-процесса порошковыми проволоками в сравнении с ММА-и МАГ-процессами проволоками сплошного сечения. Областью эффективного применения порошковых проволок является, в частности, строительство магистральных трубопроводов. Приведены виды разработанных в ряде стран сварочных систем для выполнения неповоротных стыков трубопроводов. Табл. 3, рис. 12.

Ключевые слова: механизированная дуговая сварка, порошковая проволока, преимущества применения, производительность сварки (наплавки), автоматизированные системы сварки, механические свойства

Сварка относится к самым распространенным способам, применяемым в промышленности для изготовления металлических конструкций. С этим связано развитие многочисленных процессов сварки и присадочных материалов. Главными целями этих разработок являются: разработка сварочных материалов для сварки различных типов сталей; развитие новых способов сварки с целью увеличения производительности; разработка новых высокопроизводительных способов сварки.

Тенденции развития сварочных процессов идут в направлении механизации и автоматизации. На графике (рис. 1) видно, как отдельные сварочные процессы распределяются по различным регионам мира. В США, Японии и ЕС используют, в основном, механизированные и автоматизированные способы сварки. Применение штучных электродов относительно невелико.

В Китае и многих странах Азии более 50 % всех сварочных материалов являются штучными электродами. Соответственно уровень механизации ниже, что снижает производительность процесса сварки. Применение ручной дуговой сварки штучными электродами в этих странах предпочтительнее, так как затраты на сварочное оборудование и вспомогательные материалы относительно низки.

Альтернативой использованию штучных сварочных электродов являются порошковые проволоки. Порошковая проволока — это бесконечный электрод в виде проволоки, заполненной следующими компонентами различного назначения: шлакообразующие, газообразующие, стабилизаторы горения дуги, легирующие порошки, ферроматериалы и микролегирующие элементы.

Существует два основных вида порошковой проволоки: бесшовная (рис. 2, а) и вальцованная (рис. 2, б).

В зависимости от назначения используют основные и рутиловые порошковые проволоки как шлакосодеждающие, так и металлпорошковые. На рис. 3 показана классификация порошковых проволок по различным критериям. Применение порошковых проволок обеспечивает следующие преимущества:

- ♦ выполнение швов высокого качества сварщиками более низкой квалификации;
- ♦ обучение в короткие сроки сварщиков технике сварки в различных пространственных положениях;
- ♦ снижение риска образования непровара при отклонении горелки от правильной траектории, так как столб дуги имеет большую ширину;
- ♦ минимализация чувствительности качества проплавления и формирования шва к непредусмотренному изменению настроек режима сварки;
- ♦ снижение затрат на исправление дефектов.

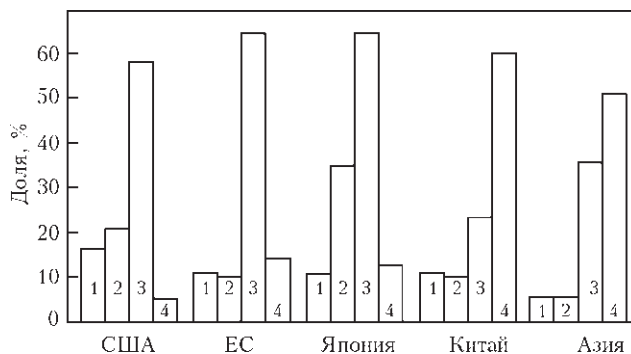


Рис. 1. Структура применения процессов сварки в мировом производстве по состоянию на 2010 г.: 1 — под флюсом; 2 — порошковой проволокой в защитных газах; 3 — сплошной проволокой в защитных газах; 4 — штучными электродами

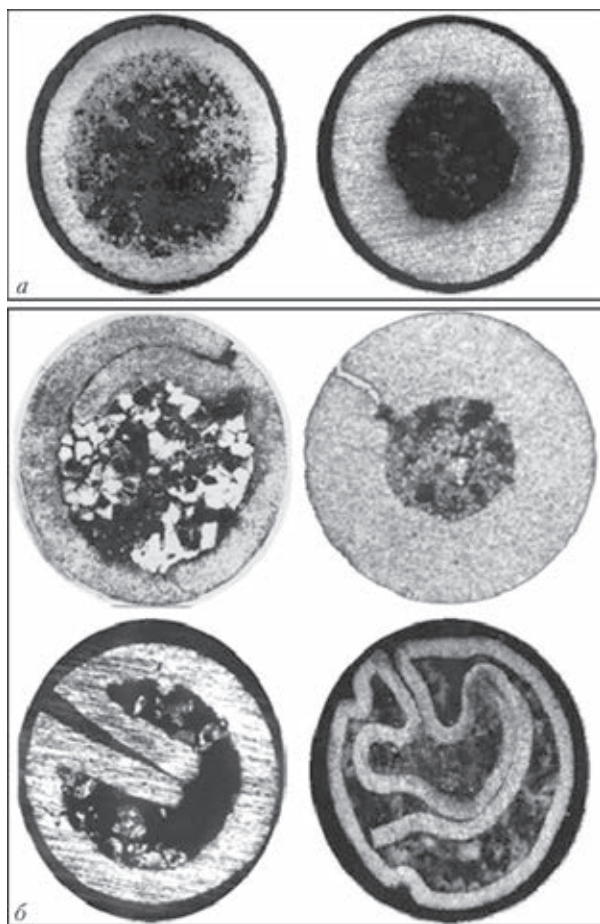


Рис. 2. Виды порошковых проволок

В настоящее время порошковые проволоки находят все большее применение в различных производствах, таких как судостроение, мостостроение, трубостроение, турбиностроение, буровые платформы, автомобилестроение, стальные конструкции, строение трубопроводов, сосудо- и аппаратостроение, химическая промышленность, рельсовые транспортные средства, литейная и металлургическая промышленность, мобильные краны, машины для строительства и ремонта дорог.

Производительность сварки порошковыми проволоками находится в прямой зависимости от



Рис. 3. Классификация порошковых проволок

Таблица 1. Сопоставление преимуществ применения порошковых и сплошных проволок

Критерии	Порошковая проволока	Сплошная проволока
Полное проплавление кромок	+	-
Смачивание кромок, сварочная надежность	+	-
Опасность непроваров	+	-
Плавные переходы без подрезов	+	-
Склонность к образованию трещин	+	-
Образование брызг	+	-
Стабильность процесса	+	-
Порообразование/внутренние дефекты	+	-
Производительность в стесненных положениях	+	-
Возможность поставки специальных типов	+	-
Микролегирование при низких температурах	+	-
Цена	+	-
Производственные расходы	-	+

величины сварочного тока и достигает высоких значений (рис. 4).

В промышленности в основном применяют рутиловые порошковые проволоки с быстроотвердевшим шлаком, которые можно сваривать высоким током в неудобных пространственных положениях. Химический состав наплавленного металла обеспечивает необходимые механические свойства и высокую ударную вязкость (до -60 °С).

Потенциал экономии при сварочных операциях ограничивается выбором эффективного процесса сварки, механизацией (увеличение эффективного времени горения дуги), сокращением простоев (чистка от шлака и брызг).

Наибольшая экономия времени по сравнению со сваркой сплошной проволокой или электродом реализуется при сварке в неудобных пространственных положениях (условиях).

Порошковые проволоки успешно применяют при сварке неповоротных стыков (изготовление больших трубопроводов). Например, трубопровод «Северный поток» для поставки природного газа в Германию в основном изготовлен с помощью таких проволок.

Использование трубопроводов для воды и газа имеет определенную историю:

- ♦ первые системы трубопроводов для поставки воды (каменные или деревянные);
- ♦ 1911 г. — первая попытка сварки трубопроводов;
- ♦ 1922 г. — первое применение дуговой сварки трубопроводов;
- ♦ 1927 г. — первая попытка сварки электродами с целлюлозным видом покрытия;

- ♦ 1969 г. — применение механизированно сварки в защитных газах;
- ♦ 1980 г. — применение автоматических систем сварки на аналоговой основе;
- ♦ 1993 г. — применение технологии сварки корня шва без подкладки;
- ♦ 2000 г. — использование автоматических систем сварки на цифровой основе.

В настоящее время используют процессы ручной дуговой и автоматической сварки. Сравнивая их, можно увидеть следующее преимущества автоматической сварки:

- ♦ лучшее качество сварных соединений с точки зрения обеспечения требуемых механических свойств;
- ♦ экономия на необходимой численности персонала (сварщиков, операторов) и оборудования;
- ♦ более быстрое обучение операторов процессу автоматической сварки;
- ♦ экономия сварочных материалов;
- ♦ общая экономия при строительстве трубопровода (уменьшение времени простоя).

В мире ежегодно строится примерно 25 тыс. км трубопроводов для различных целей. Если учесть, что труба в среднем имеет длину от 12 до 15 м, то для указанной длины трубопроводов необходимо более 1,6 млн труб. В основном используют два варианта автоматической сварки: сварка с самозащитной порошковой проволокой и сварка порошковых проволок в атмосфере защитного газа.

Для сварки в среде защитных газов труб большого диаметра разработан перечень порошковых проволок, учитывающий требования по механическим свойствам применяемых трубных сталей. Параллельно с этим разрабатывали соответствующие источники питания и сварочные аппараты. Такая система включает в себя следующие компоненты: две сварочные головки с приводом; источник питания и генератор; гибкий направляющий рельс; контроллер и различные запчасти.

Соответствующий источник питания можно применять для следующих процессов сварки: ТИГ; ММА с основными и целлюлозными электродами; МИГ/МАГ со сплошной и порошковой проволокой; сварка порошковой проволокой для корневого прохода. Контроль за работой сварочной головки осуществляется с использованием цифровой обработки. Для сварки сохраняются, в зависимости от толщины трубы и материала, различные сварочные программы. Сварщик выбирает программу, например, для сварки корня шва. Коррекцию параметров сварки (в определенных пределах в ходе процесса сварки) можно реализовать с помощью панели управления. Общая технологическая процедура описана ниже.

Вначале сваривается корень шва. Для этого используют сплошную проволоку диаметром

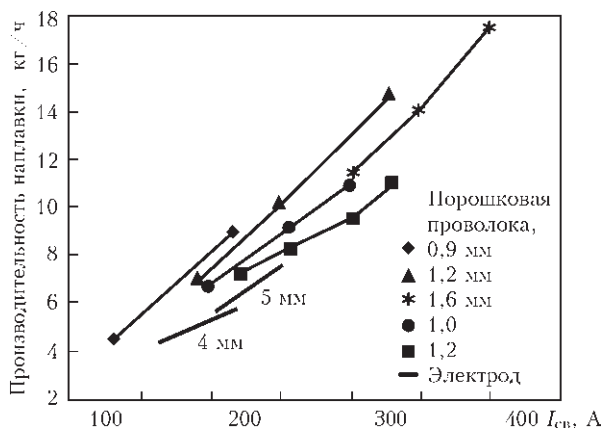


Рис. 4. Производительность наплавки различными присадочными материалами в зависимости от величины сварочного тока (нижнее положение сварки)

1,14 мм. Скорость сварки 15...20 см/мин. Высота корня шва 4 мм. Начиная со второго слоя сварка осуществляется рутиловой порошковой проволокой. Параметры сварки в основном зависят от вида защитного газа, диаметра и толщины стенки трубы, подготовки кромок.

Обычно используют две сварочные головки с обеих сторон трубы. Вторая сварочная головка начинает сварку только тогда, когда первая сварочная головка проработала 3 ч. Таким образом обеспечивается непрерывный двусторонний процесс сварки для всех слоев. При сварке следует обратить внимание на выбор защитного газа. Для большинства систем используют защитные газы следующего состава: 75...82 % Ar, 25...18 % CO₂.

Далее приведены фотографии головок для сварки труб разных производителей. Системы отличаются механизмом подачи проволоки, механизмом закрепления головок к трубе и т. д. Применяют катушки диаметром 200 и 300 мм, массой от 5 до 16 кг. В основном оператор должен наблюдать за процессом сварки, при этом возможны некоторые коррективы (рис. 5–9).

Для сварки корня шва начали применять металлпорошковые проволоки. Это связано с тем, что проволока сплошного сечения класса прочности 560 МПа хорошо себя зарекомендовала при температуре испытаний на ударную вязкость до -20 °С.

Испытания на ударную вязкость при температурах -40 °С и ниже показали ненадежные и нестабильные результаты, что вызвано недостаточным легированием и отсутствием запаса по вязкопластическим свойствам металла шва в корневой зоне при критических низких температурах.

Геометрические показатели разделки (зазор и притупление) определяют высоту корневого шва. При попадании в сечение ударного образца для испытаний на KCV даже 1 мм по высоте корневого слоя шва, выполненного сплошной проволокой происходит резкое снижение показателей ударной

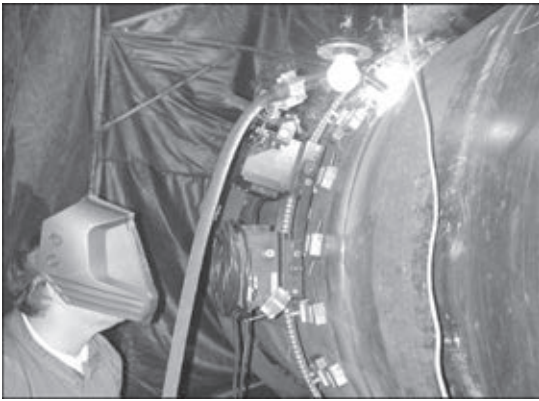


Рис. 5. Система сварки неповоротных швов фирмы «CRC Evans» (США)

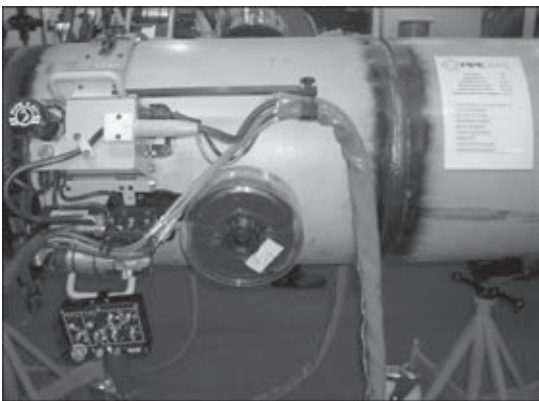


Рис. 6. Система сварки неповоротных швов фирмы «GUL-LKO» (Канада)



Рис. 7. Система сварки неповоротных швов фирмы «BUGO» (США)

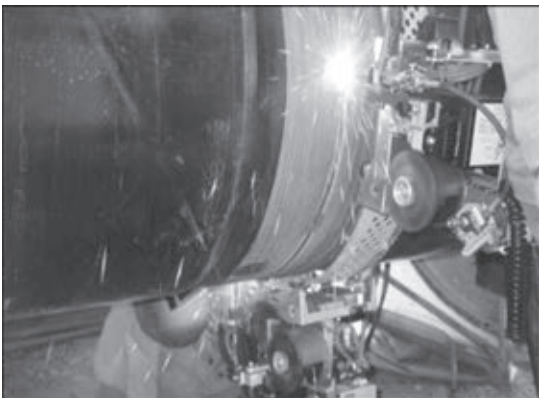


Рис. 8. Система сварки неповоротных швов фирмы «PWT» (Италия)

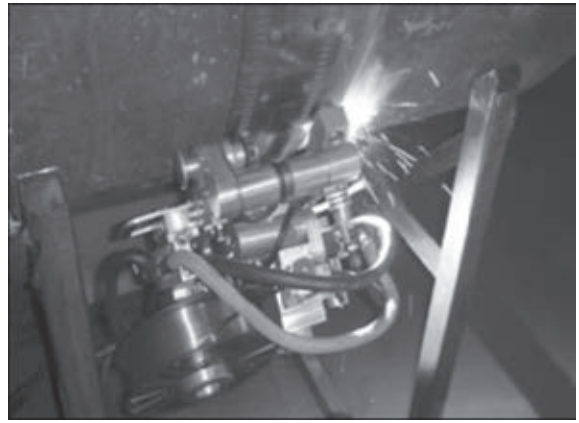


Рис. 9. Система сварки неповоротных швов фирмы «ИТС» (Россия)

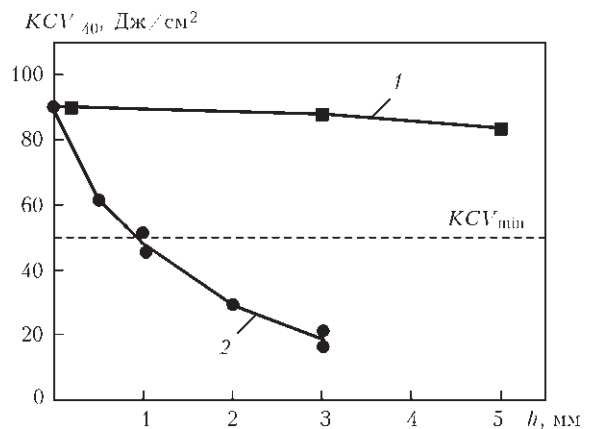


Рис. 10. Зависимость ударной вязкости металла нижних слоев шва, сваренных сплошной (1) и порошковой (2) проволоками от высоты корневого слоя шва

вязкости всего образца. Это ведет к снижению надежности процесса автоматической сварки.

На рис. 10 показана зависимость ударной вязкости нижних слоев шва, сваренных по технологии АПИ+МП, от высоты корневого слоя шва h в ударном образце*.

Из анализа рис. 10 можно сделать вывод о том, что при высоте корневого слоя шва внутри разделки более 3 мм и использовании проволоки сплошного сечения, ударная вязкость металла нижних слоев шва всегда будет резко уменьшаться. Чтобы этого не происходило, необходимо механически выпиливать лишнюю высоту корневого слоя шва, что негативно влияет на производительность автоматической сварки. При использовании металлпорошковой проволоки ударная вязкость металла из нижних слоев шва не зависит от высоты корневого слоя. Механического удаления «лишнего» металла корневого слоя при этом не требуется. В табл. 2 приведены рекомендуемые параметры

* Карасев М. Б. Новые технологии, оборудование и материалы ЗАО НПФ «ИТС»// V Междунар. науч.-техн. семинар «Технологии контактной, дуговой и специализированных видов сварки в современной промышленности», Санкт-Петербург, 16–18 мая 2012 г. – С.-Пб, 2012. – С. 126–141.

Таблица 2. Параметры неповоротной сварки труб металлопорошковой проволокой

Слой шва	Направление сварки	Скорость подачи проволоки, см/мин	Род тока, полярность	Сила тока, А	Напряжение на дуге, В	Вылет проволоки, мм	Скорость сварки, см/мин
Корневой	На спуск	60...150	= (+)	90...130	14,0...17,0	5...16	18...23
Горячий проход	-»-	620...660	-»-	230...250	23,0...25,0	7...12	40...45
Заполняющий	На подъем	530...600	-»-	200...220	22,0...23,5	10...15	30...35
Облицовочный	-»-	520...600	-»-	190...220	22,0...23,5	10...15	30...35

Таблица 3. Ударная вязкость металла шва сварных соединений, выполненных рутиловой порошковой проволокой

Маркировка образца	Расположение надреза	Температура испытания, °С	Сечение образца, мм	Работа разрушения KV , Дж	Ударная вязкость KCV , Дж/см ²	Усредненная ударная вязкость KCV , Дж/см ²
2-5-1	Металл шва снизу	-40	8,04×10,00	85,8	106,7	113,7
2-5-2			8,06×10,01	88,2	109,3	
2-5-3			8,06×10,01	100,8	124,9	
2-5-4		-20	8,05×10,00	114,0	141,6	139,3
2-5-5			8,02×10,00	114,6	142,9	
2-5-6			8,04×10,01	107,4	133,4	
2-51-1	Металл шва сверху	-40	8,05×10,01	88,8	110,2	102,7
2-51-2			8,03×10,00	91,8	114,3	
2-51-3			8,04×10,01	67,2	83,5	
2-51-4		-20	8,05×10,00	105,6	131,2	138,1
2-51-5			8,04×10,02	118,2	146,7	
2-51-6			8,05×10,00	109,8	136,4	

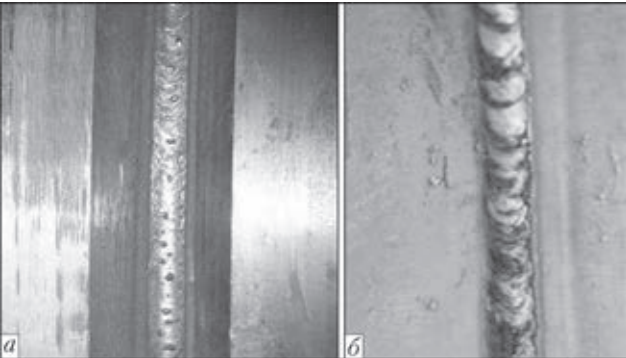


Рис. 11. Внешний вид при сварке металлопорошковой проволокой корня шва (а) и обратной стороны (б)

для сварки труб. На рис. 11 показан, как пример, внешний вид корня шва на трубе, полученный сваркой металлопорошковой проволокой.

В табл. 3 приведены значения ударной вязкости металла шва, полученные сваркой, при этом заполняющие и облицовочные слои шва выполнены рутиловой порошковой проволокой, а корневой слой — сплошной. На рис. 12 показан макрошлиф такого соединения.

Таким образом, приведенные данные позволяют говорить о преимуществах применения по-

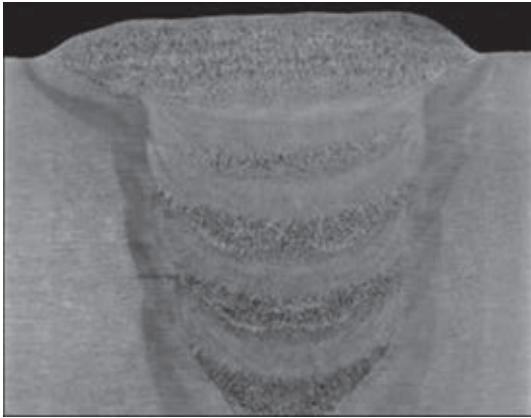


Рис. 12. Макрошлиф (увелич. 3,5) сварного соединения, выполненного рутиловой порошковой проволокой

рошковых проволок по сравнению со сплошными и электродами при изготовлении трубопроводов. Применение порошковых проволок обеспечивает высокую экономичность по сравнению с технологией сварки электродами и хорошие механические показатели.

Перспективность применения порошковых проволок подтверждена приведенными в статье примерами.

Поступила в редакцию 30.04.2014

РОЛЬ СВАРОЧНОГО ФЛЮСА В ФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛА ШВА ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

В. В. ГОЛОВКО, С. Н. СТЕПАНЮК, Д. Ю. ЕРМОЛЕНКО

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

На основании анализа результатов научных исследований в области металлургии сварки высокопрочных низколегированных (ВЛНЛ) сталей показано изменение взгляда на роль сварочного флюса в обеспечении показателей качества металла швов. Сделан вывод, что современные сварочные флюсы должны принимать самое эффективное участие в процессах рафинирования сварочной ванны, управления металлургическими процессами образования неметаллических включений определенного состава, морфологии и характера распределения в твердом растворе с целью обеспечения требуемого структурного состава металла шва и комплекса его механических свойств при сварке ВЛНЛ сталей. Исходя из имеющегося производственного опыта, авторы сделали вывод, что значительное преимущество в получении швов с прогнозируемым комплексом неметаллических включений имеют агломерированные флюсы, которые характеризуются высокой технологической гибкостью за счет управления их окислительной способностью, возможностью влиять на образование в швах неметаллических включений определенного состава и морфологии. Сварные соединения, полученные с использованием флюсов этого типа, приобретают комплекс механических свойства на уровне значений основного металла. Библиогр. 13, рис. 7.

Ключевые слова: высокопрочная низколегированная сталь, сварка, сварочный флюс, неметаллические включения, микроструктура, механические свойства

Несмотря на многочисленные прогнозы бурного роста объемов применения полимерных материалов в строительстве, машиностроении, энергетике, на сегодняшний день стали остаются самым распространенным конструкционным материалом. Надо полагать, что такая ситуация сохранится и в ближайшие десятилетия. Сварка прочно занимает лидирующие позиции среди способов соединения стальных изделий, а дуговая сварка остается основной технологией в этой области. Анализ ситуации с потреблением сварочных материалов для дуговых методов сварки за последнее десятилетие показывает, что сварка под флюсом занимает 7...10 % в общем объеме дуговых способов и нет оснований предполагать существенные изменения такой позиции.

Появившись в 30-х гг. XX века, сварка под флюсом пережила этап интенсивного развития, в ходе которого были проведены глубокие фундаментальные исследования металлургических, электрических и физико-химических процессов, послуживших основой для широкого внедрения к середине 70-х гг. автоматизированной сварки в различных отраслях промышленности. Проведенные за эти годы исследования в сочетании с накоплением практического опыта применения флюсов и совершенствованием технологии производства качественных сталей вызвали измене-

ния в подходах к определению роли самого флюса в процессе формирования сварного шва. Если на начальном этапе развития флюсу отводили роль пассивной защиты сварочной ванны от окружающей среды, а работающего персонала — от воздействия дуги, то в последующие годы флюс стали рассматривать как активного участника металлургических процессов, протекающих в зоне горения дуги и в жидкой ванне.

Требования к эксплуатации сварных конструкций определяют необходимость гарантирования служебных свойств сварных соединений на уровне современных высокопрочных сталей, поэтому флюс в сочетании с электродной проволокой должен обеспечивать легирование, микролегирование, модифицирование и рафинирование металла шва. При этом должны быть обеспечены высокие сварочно-технологические свойства флюса с целью получения качественных швов в широком диапазоне режимов и технологий сварки.

Листовой прокат низколегированных сталей, используемых в настоящее время для изготовления сварных конструкций, отличается сочетанием высоких показателей прочности, пластичности и вязкости вследствие формирования мелкозернистой (до 1 мкм) ферритно-бейнитной или бейнитно-мартенситной микроструктуры. Сварные соединения таких сталей должны обладать комплексом механических свойств на уровне значе-

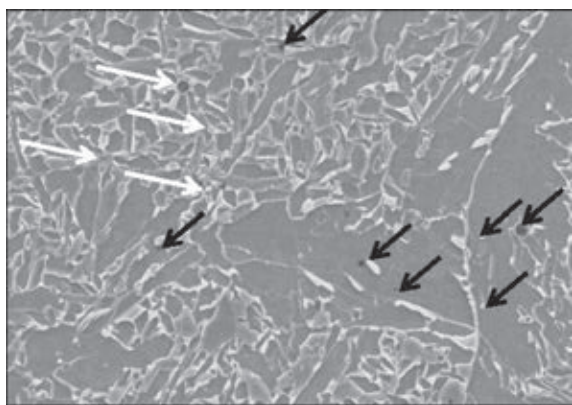


Рис. 1. Микроструктура ($\times 1000$) металла шва ВПНЛ стали (SEM JSM-35): светлые стрелки — ферритообразующие НВ в процессе рекристаллизации; темные — остальные НВ

ний основного металла. Сварочным флюсам в этом случае отводится ведущая роль в получении необходимой микроструктуры металла шва и механических свойств сварного соединения.

Исследованию условий формирования микроструктуры металла швов ВПНЛ сталей посвящено большое количество работ, в результате проведения которых было установлено, что одним из факторов, оказывающих определяющее влияние на структуру, являются неметаллические включения (НВ) [1–4]. Современные флюсы должны не только защищать сварочную ванну от окружающей атмосферы, но и задавать требуемый уровень кислородного потенциала шлаковой фазы [5], совместно с низколегированной проволокой способствовать образованию НВ прогнозируемого количества, состава и размеров [6]. В металле швов, полученных при сварке под флюсом современных ВПНЛ сталей, содержится 0,02...0,04 % кислорода и менее 0,01 % серы. Используя известное выражение $V_{\text{НВ}} = 5,5 [\%O + \%S]$, можно установить, что данному содержанию кислорода и серы соответствует 0,15...0,30 об.% НВ. Однако оказывать

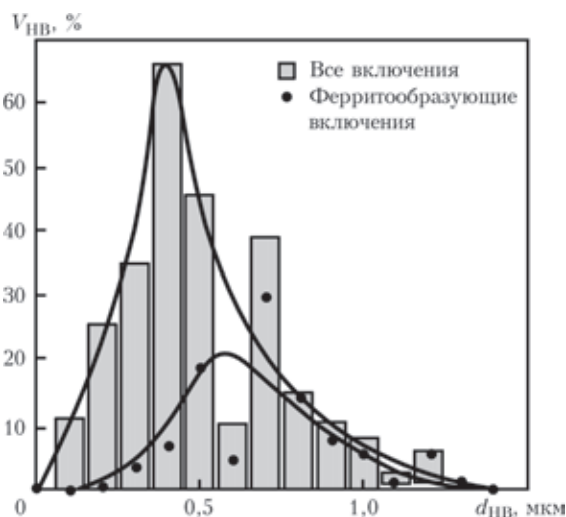


Рис. 2. Гистограмма распределения размеров всех включений и включений, являющихся центрами зарождения игольчатого феррита в металле швов ВПНЛ сталей [9]

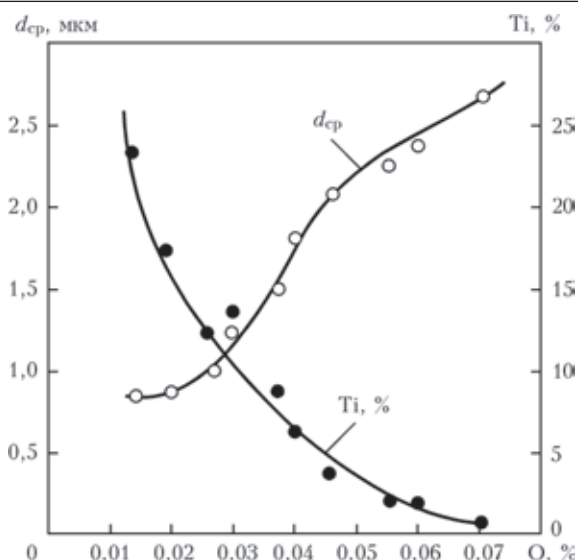


Рис. 3. Влияние содержания кислорода в металле шва на средний размер НВ и содержание в них титана

активное влияние на зарождение ферритной фазы могут только около 30 % из них [7, 8] (рис. 1, 2).

Наиболее эффективны в этом отношении включения размером от 0,3 до 1,0 мкм [9], имеющие специфическую морфологию. Зародышами образования НВ в металле шва служат тугоплавкие оксиды (например Al_2O_3), которые присутствуют в виде кристаллов в жидком металле сварочной ванны. Когда на поверхности тугоплавкого включения выделяется оксид титана, в прилегающих областях твердого раствора могут образовываться зоны с пониженным содержанием легирующих элементов, имеющих высокую подвижность в γ -фазе [9, 10]. Включения данного типа являются наиболее эффективными центрами зарождения бейнитной микроструктуры.

С целью рафинирования сплавов на основе железа в металлургии широко используются такие раскисляющие элементы, как алюминий, кремний, титан и марганец. Технология изготовления агломерированных флюсов позволяет в широких пределах регулировать величину их кислородного потенциала [11]. Управление содержанием кислорода в металле шва за счет изменения окислительной способности шлаковой фазы в сочетании с введением в состав флюсов активных раскислителей дает возможность использовать агломерированные флюсы не только для снижения объемной доли НВ в шве, но и для формирования включений определенного размера и состава (рис. 3, 4).

Использование флюсов такого типа при дуговой сварке значительно расширяет область применения методов прогнозируемого влияния на формирование НВ определенного состава и морфологии в металле швов [12]. Сварные соединения в этом случае приобретают комплекс механических свойства на уровне значений ВПНЛ сталей [13]. Со снижением содержания кисло-

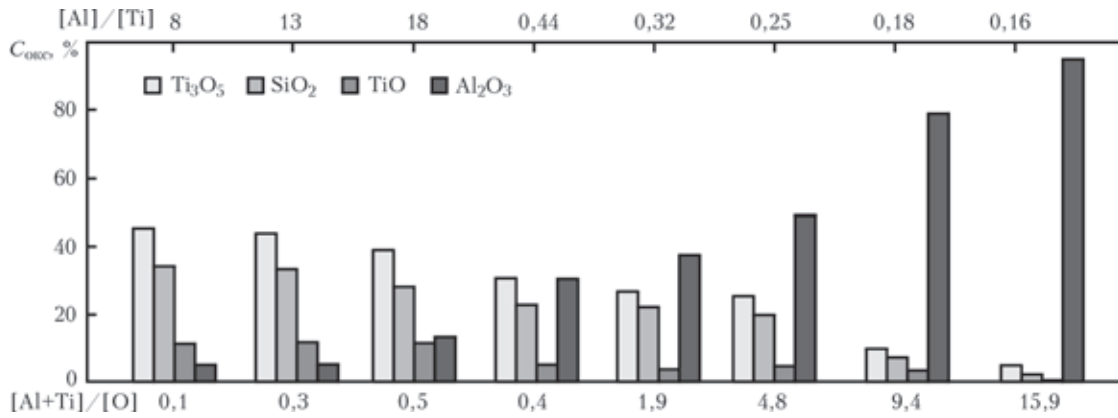


Рис. 4. Изменение состава НВ в металле шва в зависимости от соотношения окислитель/раскислитель в сварочной ванне

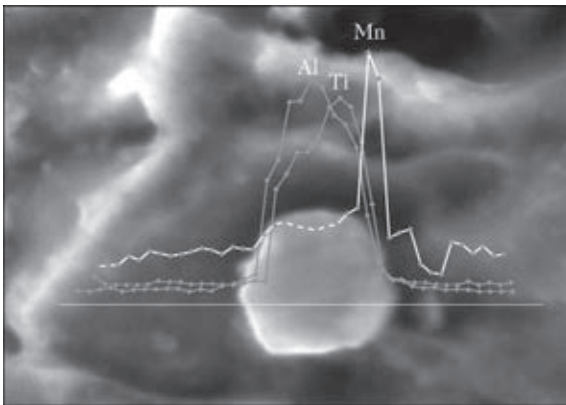


Рис. 5. Распределение элементов в НВ и близлежащих зонах твердого раствора

рода в швах, легированных титаном, не только уменьшается средний размер НВ, но и повышается выделение соединений титана на поверхности тугоплавких включений типа Al_2O_3 . Анализ химического состава НВ такой морфологии и окружающей их металлической матрицы, выполненный с использованием микрозонда для рентгеноспектрального анализа, показал, что те включения, на поверхности которых содержится тонкая пленка соединений титана, имеют повышенную концентрацию марганца во внешнем слое и пониженное

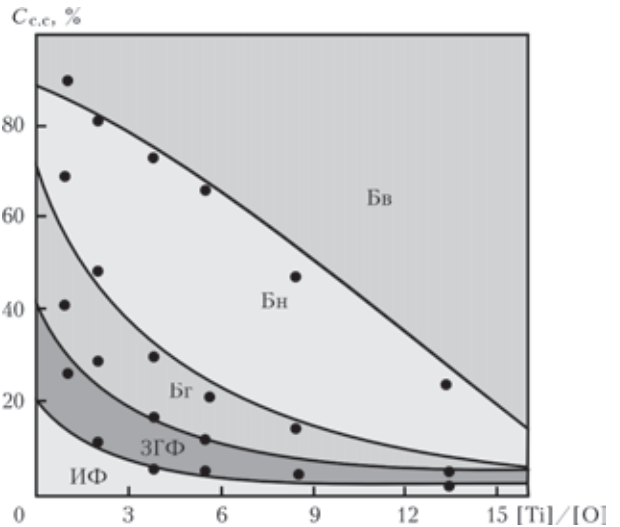
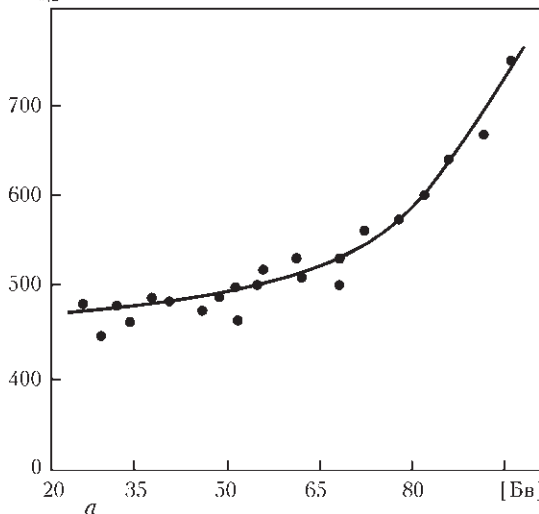


Рис. 6. Влияние соотношения титан/кислород в НВ на содержание структурных составляющих и стойкость к разрушению металла сварных швов

содержание марганца в близлежащих к включениям зонах твердого раствора (рис. 5). Включения такой морфологии способствуют образованию ферритной фазы повышенной вязкости в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (рис. 6).

Комплекс механических свойств шва определяется сочетанием составляющих его структуры.

$\sigma_{0,2}$, МПа



KCV_{-40} , Дж/см²

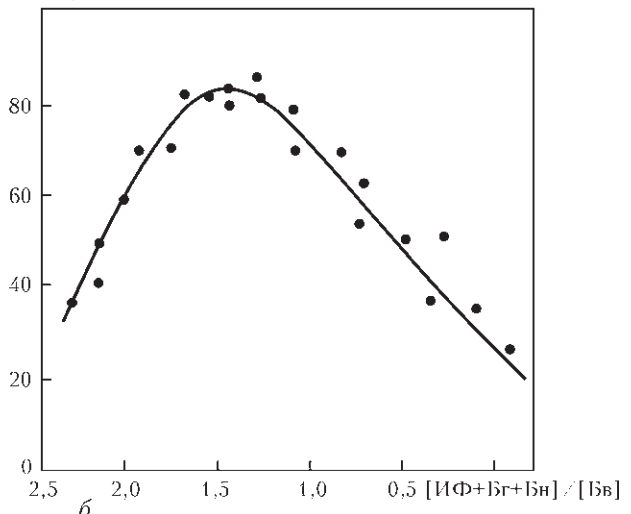


Рис. 7. Влияние соотношения структурных составляющих на предел текучести (а) и ударную вязкость (б) металла шва

Повышение доли микроструктурных фракций с повышенной твердостью приводит к росту показателей прочности металла (рис. 7, а), а высокое содержание микроструктур, образующихся в низкотемпературной зоне $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, характеризуется повышенной стойкостью к хрупкому разрушению при низких климатических температурах (рис. 7, б). Оптимальное сочетание показателей прочности, вязкости и пластичности для каждого отдельного случая определяется комплексом данных структурных составляющих.

Как видно из данных, приведенных на рис. 6 и 7, повышение до 60 % содержания в микроструктуре таких вязких составляющих, как игольчатый и зернограницный феррит, гранулированный и нижний бейнит, обеспечивает рост ударной вязкости металла швов, при этом предел текучести не превышает уровня 500...550 МПа, характерного для швов с ферритной структурой. Рост доли верхнего бейнита в микроструктуре шва способствует повышению показателей его прочности, но снижает ударную вязкость при низких температурах.

Заключение. Научные исследования и большой практический опыт в области сварки ВПНЛ сталей привели к очевидному изменению взгляда на роль сварочного флюса в обеспечении качества металла швов. Современные сварочные флюсы должны принимать самое эффективное участие в рафинировании сварочной ванны, управлении металлургическими процессами формирования НВ определенного состава, морфологии и характера распределения в твердом растворе с целью обеспечения требуемого структурного состава металла шва и комплекса его механических свойств при сварке ВПНЛ сталей. Производственный опыт показал, что значительное преимущество в этом отношении имеют агломерированные флюсы, которые характеризуются высокой технологической

гибкостью за счет управления их окислительной способностью. Сварные соединения, полученные с использованием флюсов этого типа, обладают комплексом механических свойства на уровне значений ВПНЛ сталей.

1. Zhang L., Thomas B. G. State-of-the-art in evaluation and control of steel cleanliness: Review // *ISIJ Intern.* – 2003. – 43, N.3. – P. 271–291.
2. Correlation study of microstructure, hardness and Charpy impact properties in heat affected zones of three API X80 line pipe steels containing complex oxides / S. Y. Shin, K. Oh, S. Lee, N. J. Kim // *Metal Materials Intern.* – 2011. – 17, N.1. – P. 29–40.
3. Inclusion population evolution in Ti-alloyed Al-killed steel during secondary steelmaking process / E. Zinngrebe, C. Van Hoek, H. Visser, A. Westendorp et al. // *ISIJ Intern.* – 2012. – 52, N.1. – P. 52–61.
4. Wegrzyn T. Proposal of welding methods in terms of the amount of oxygen // *Ibid.* – 2011. – 47, No.1. – P. 57–61.
5. Головки В. В. Влияние окислительного потенциала сварочных флюсов на легирование твердого раствора металла швов // *Автомат. сварка.* – 2006. – № 10. – С. 10–14.
6. Головки В. В., Походня И. К. Влияние неметаллических включений на формирование структуры металла швов высокопрочных низколегированных сталей // Там же. – 2013. – № 6. – С. 3–11.
7. 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 Intern.* – 2000. – 40. – P. 1260–1268.
8. Microstructure control of steels through dispersoid metallurgy using novel grain refining alloys / O. Grong, L. Kolbeinsen, C. Eijk, G. Tranell // *Ibid.* – 2006. – 46, No. 6. – P. 824–831.
9. Sarma D. S., Karasev A. V., Jonsson P. G. On the role of non-metallic inclusions in the nucleation of acicular ferrite in steels // *Ibid.* – 2009. – 49, N. 7. – P. 1063–1074.
10. Seo J. S., Kim H. J., Lee C. Effect of Ti addition on weld microstructure and inclusion characteristics of bainitic GMA welds // *Ibid.* – 2013. – 53, N. 5. – P. 880–886.
11. Головки В. В., Подгаецкий В. В., Бондаренко Т. П. Окисленность шлаковых расплавов системы $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$ // *Автомат. сварка.* – 1993. – № 9. – С. 28–30.
12. Влияние легирования марганцем и титаном на особенности распада аустенита в металле низколегированных швов / В. В. Головки, В. А. Костин, В. В. Жуков, И. А. Прибытько // *Вестн. Черниг. ГТУ.* – 2010. – № 45. – С. 125–133.
13. Головки В. В. Агломерированные флюсы в отечественном сварочном производстве (Обзор) // *Автомат. сварка.* – 2012. – № 2. – С. 38–41.

Поступила в редакцию 23.04.2014

УДК 621.791.92.04

НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА

А. П. ЖУДРА

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

Представлены материалы для наплавки композиционных сплавов на базе карбидов вольфрамов. Дано краткое описание технологии получения специальных наплавочных твердых сплавов типа ВК, макрокристаллического карбида вольфрама, плавленого карбида вольфрама $WC+W_2C$ с дроблеными, оплавленными и сферическими гранулами. Описана схема процесса и установка для термоцентробежного распыления слитков тугоплавких соединений с использованием в качестве источника нагрева плазменной дуги. Представлены сравнительные данные по твердости, химическому и стехиометрическому составам гранул карбида вольфрама, полученных по различным технологиям. Показаны макро-структуры композиционных слоев, полученных методом плазменно-порошковой наплавки. Дана схема и макроструктура слоя, полученного методом индукционной печной пропитки. Представлены промышленные марки порошков плавленных карбидов вольфрама в сферических гранулах и основные марки ленточного релита. Библиогр. 22, табл. 3, рис. 8.

Ключевые слова: карбиды вольфрама, релит, композиционные сплавы, наплавка, сферические гранулы, ацетилено-кислородная наплавка, плазменная наплавка, термоцентробежное распыление, ленточный релит

Высокая износостойкость наплавленных композиционных сплавов с металлической матрицей, упрочненной карбидами вольфрама, обуславливает их широкое применение для защиты оборудования от различных видов интенсивного износа. Прежде всего это связано с уникальными свойствами армирующей фазы таких сплавов — карбидами вольфрама. Самый распространенный в промышленности монокристалл вольфрама WC со стехиометрией 6,13 % C. Он отличается высокой твердостью HV 2200, прочностью на сжатие 5...7 ГПа и модулем упругости 700 ГПа, при этом сохраняет механические свойства в широком диапазоне температур, стоек к фрикционной коррозии и способен образовывать прочную связь с металлами [1, 2]. Карбид вольфрама значительно тверже и работает намного лучше в условиях износа и коррозии при высоких ударных нагрузках, чем мартенсит, карбиды железа и хрома. Его широко используют при производстве ряда марок сталей, а в наплавке при производстве порошковых проволок, лент и электродов.

Кроме того, монокристалл WC — основной компонент спеченных твердых сплавов типа ВК, получаемых методом порошковой металлургии. Фирмы «Sulzer Metko WOKA GmbH», «H.C. Starck GmbH», «C&M Technologies GmbH», «DURUM VERSCHLEISS-SCHUTZ GmbH» (Германия), «REED TOOL», «KENNAMETAL» (США), «Beijing Advanced Materials Co. BAM Ltd» (Китай), «Волгобурмаш» (Россия) и многие другие изготавливают специальные металлокерамические частицы типа ВК-6 овальной формы (рис. 1, а) для

упрочнения бурового инструмента [3, 4]. Процесс получения таких материалов заключается в длительном смешивании мелких частиц карбида с кобальтовой или никелевой связкой, предварительном низкотемпературном спекании под давлением, а затем окончательном спекании при температуре 1350...1600 °С в вакууме или атмосфере водорода. При этом усадка и уплотнение при спекании практически исключают пористость [5].

Карбид вольфрама иногда смешивают с другими твердыми карбидами для повышения их свойств. Например, карбид титана и карбиды тантала или ниобия используют для повышения химической и тепловой стабильности, а также для сохранения высокотемпературной твердости.

Объемная доля и размер частиц карбида может меняться в зависимости от требований, а в последние годы наблюдается тенденция к применению нанокристаллических карбидных частиц, которые эффективно сказываются на повышении износостойкости сплавов.

Многие фирмы рекомендуют для наплавки бурового инструмента, а также для упрочнения деталей горной и металлургической промышленности дробленые отходы металлокерамических сплавов типа ВК или ВН [3, 6]. Вследствие относительно высокой прочности такие материалы особенно важны в случаях, когда необходимо применение частиц размером от 1,5 мм и выше.

Последние годы фирмы «DURUM VERSCHLEISS-SCHUTZ GmbH», «Sulzer Metco WOKA GmbH» (Германия), «BAM» (Китай) и другие широко рекламируют так называемый макрокристаллический карбид вольфрама. Он представляет собой гранулированный порошок (рис. 1, б)

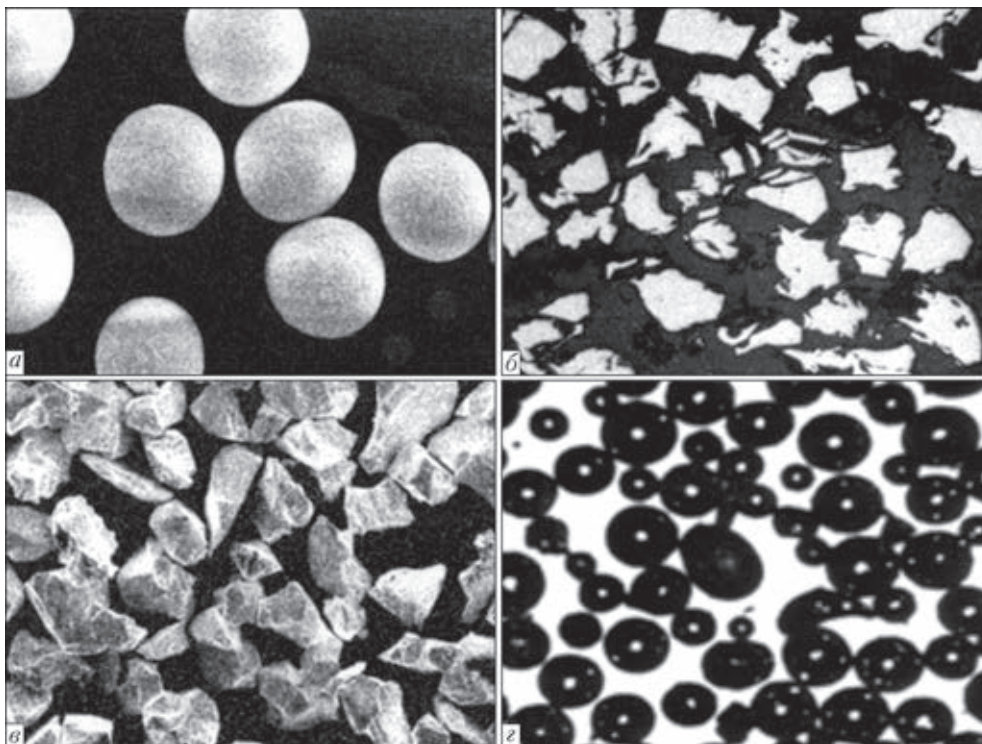


Рис. 1. Наплавочные материалы из карбидов вольфрама, полученные различными методами: *а* — гранулы сплава ВК-6; *б* — макрокристаллический WC; *в* — дробленый плавный WC+W₂C; *г* — оплавленный WC+W₂C

с размером гранул преимущественно до 200 мкм, содержащий 6,13 % общего углерода, 0,03 % свободного углерода и до 0,15 % примесей, в основном железа [3, 4].

Макрокристаллический карбид вольфрама используют преимущественно для плазменно-порошковой наплавки в сочетании с матричным сплавом на базе никеля. Его применение наиболее перспективно в абразивных условиях с маленькими углами атаки и низкими поверхностными напряжениями. Все перечисленные материалы в большей или меньшей степени нашли свое применение в различных отраслях промышленности.

Однако на сегодня наиболее распространенным материалом в качестве армирующей фазы для получения высокоизносостойких композиционных слоев является плавный карбид вольфрама — релит (рис. 1, *г*). Это эвтектический сплав моно- и полукристалла вольфрама WC+W₂C с температурой плавления 2735 °C и микротвердостью в зависимости от производителя от *HV* 1000 до *HV* 2400 [1, 7].

Преимущественно литой карбид вольфрама используют в виде крупки, полученной в результате дробления слитков, выплавка которых осуществляется в печах сопротивления Таммана при температуре 3100 °C. После распада по фракциям полученный порошок используют для плазменно-порошковой индукционной или печной наплавки. Для ацетилено-кислородной наплавки длительное время использовали так называемый

трубчато-зерновой релит, а в последние годы — ленточный.

Наряду с высокой твердостью и прочностью плавный карбид вольфрама имеет и ряд недостатков, связанных с технологией его получения. Значительная часть зерен отличается неоднородностью состава, имеет характерные дефекты литья, трещины и неравноосность. В конечном счете это негативно отражается на работоспособности наплавленных композиционных слоев. В связи с этим в мире идет постоянный поиск путей совершенствования этого материала.

Учитывая бурное развитие в последнее десятилетие процессов плазменно-порошковой наплавки важным фактором является сферическая форма частиц порошков, которая обеспечивает максимальную сыпучесть и соответственно стабильную работу дозирующих устройств. В свое время специалистами США и Канады [8–11] была разработана индукционно-плазменная технология получения сферических частиц плавного карбида вольфрама. Она заключается в оплавлении предварительно подготовленных дробленых зерен в процессе прохождения их через столб индукционной плазмы. В результате получают частицы сферической формы с сохраненным химическим составом (рис. 1, *г*). Во избежание потерь, обусловленных перегревом частиц и их последующим испарением, необходима тщательная оптимизация процессов плавления и сфероидизации, что влечет за собой создание дорогостоящих компьютерных программ. К недостаткам этой техноло-

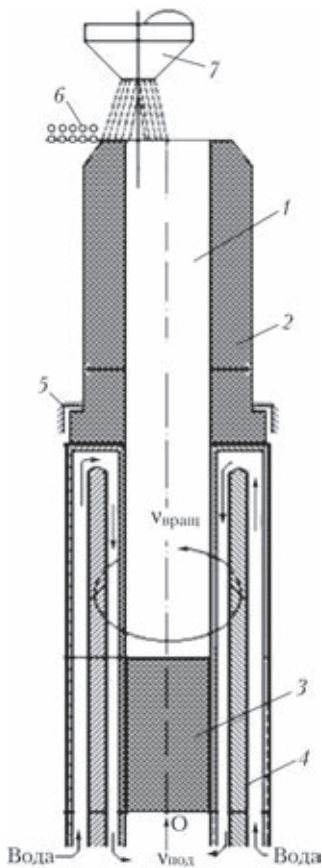


Рис. 2. Схема термоцентробежного распыления тугоплавких соединений с использованием в качестве источника нагрева плазменной дуги: 1 — распыляемый стержень; 2 — графитовая втулка; 3 — графитовый толкатель; 4 — водоохлаждаемый вал; 5 — узел соединения графитовой втулки с валом; 6 — капли жидкого металла; 7 — плазматрон прямого действия

гии также следует отнести повышенные затраты электроэнергии, необходимость предварительного дробления слитков, большое количество отходов (несферических частиц) до 30 % и ограничение по размерам преимущественно до 200 мкм, что в значительной степени сужает области его применения.

В ИЭС им. Е. О. Патона была разработана и успешно реализована в промышленном масштабе технология термоцентробежного распыления слитков плавного карбида вольфрама, которая позволяет получать порошок с частицами сферической формы размером от 50 до 1000 мкм [12, 13]. Схема процесса термоцентробежного распыления показана на рис. 2. При этом способе в вакуумной камере, заполненной инертным газом, оплачивается торец быстровращающейся заготовки и образующий расплав под действием центробежных сил срывается с периферии слитка и сфероидизируется в полете. Благодаря повторному переплаву усредняется химический состав сплава, снижается содержание свободного углерода и нежелательных примесей. На рис. 3 показана схема

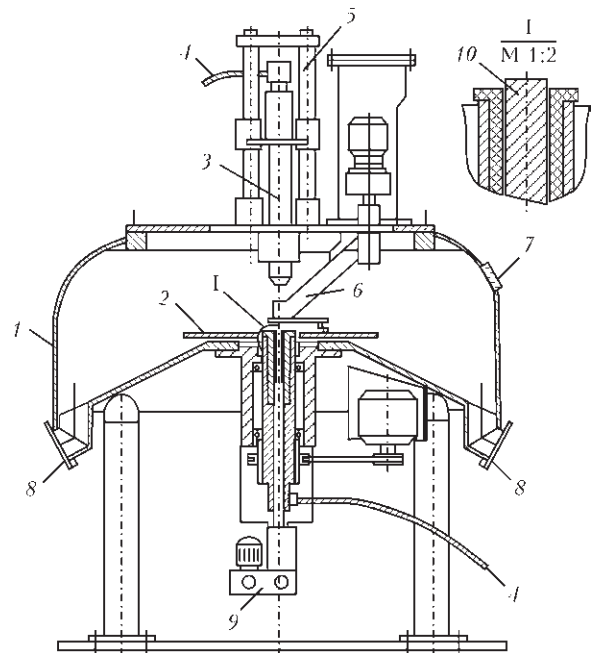


Рис. 3. Схема установки для распыления слитков: 1 — корпус камеры; 2 — шпиндельный узел; 3 — плазматрон; 4 — токоподвод; 5 — механизм регулировки плазматрона; 6 — механизм загрузки стержня; 7 — смотровое окно; 8 — сборники готовой продукции; 9 — механизм подачи стержня; 10 — распыляемый стержень

ма установки для получения сферических гранул карбида вольфрама методом термоцентробежного распыления [12].

Полученные гранулы имеют строго сферическую форму, стабильный стехиометрический состав, мелкоглобулярную структуру и в результате твердость выше $HV\ 3000$ и высокую прочность. При этом технология обеспечивает получение заданного гранулометрического состава частиц порошка в узком диапазоне размеров и наличие отходов (несферической составляющей) в пределах 5...8 %. Внешний вид и макроструктура сферических гранул карбида вольфрама показана на рис. 4.

В табл. 1 приведены химический состав и свойства плавного карбида вольфрама со сферическими и дроблеными гранулами.

Исследованиями установлено, что уникальная твердость и повышенные прочностные характеристики сферических гранул карбида вольфрама в значительной степени зависят от стехиометрического состава эвтектического сплава $WC+W_2C$. Его соблюдение в пределах 78...82 % W_2C 18...22 % WC в сочетании с мелкозернистой макроструктурой, которая образуется вследствие высоких скоростей кристаллизации, обеспечивают микротвердость гранул выше $HV\ 3000$ МПа.

В табл. 1 приведены данные состава фаз и твердость гранул карбида вольфрама, полученных по различным технологиям, которые свидетельствуют о преимуществах материала, полученного методом термоцентробежного распыления [14].

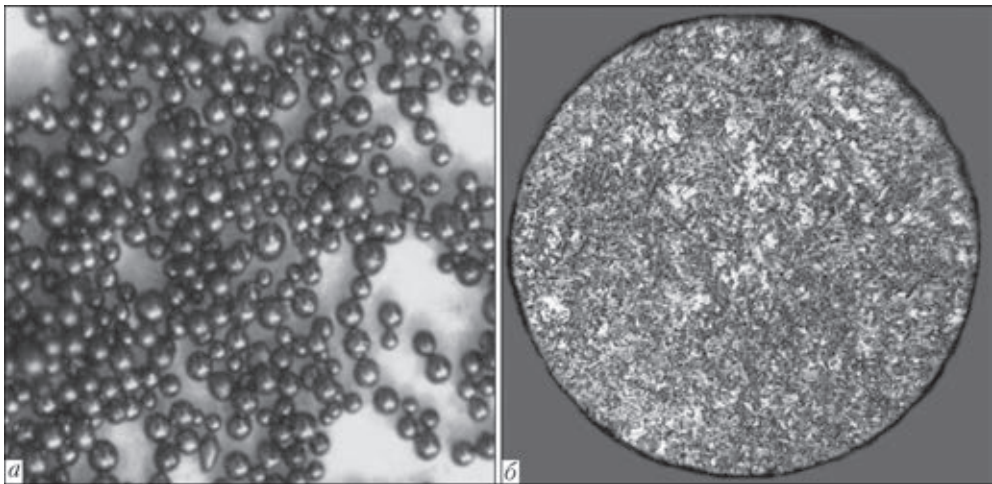


Рис. 4. Внешний вид (а) и макроструктура (б) сферических гранул карбида вольфрама

Т а б л и ц а 1. Химический состав (мас. %) и свойства сферического и дробленого карбида вольфрама

Химические элементы и характеристики	Сферический	Дробленый
Вольфрам	94,5...95,5	94,3 (мин.)
Полный углерод	3,8	3,8...0,1
Свободный углерод	0,02...0,05	0,1 (макс.)
Железо	0,1...0,3	0,5 (макс.)
Примеси (Cr, V, Nb и т.д.)	0,5...0,8	1,2 (макс.)
Твердость <i>HV</i>	2800...3100	2000...2200
Микроструктура	Высококачественная, игольчатая, глобулярная	Игольчатая
Текучесть, с/50 г	7,2...8,0	10,5...12,0
Плотность, г/см ³	10,0...10,8	7,6...8,4
Смачиваемость	Превосходная	Превосходная

Т а б л и ц а 2. Состав фаз и твердость карбида вольфрама, полученного по различным технологиям

Вид частиц карбида вольфрама	C, %	Фаза	Содержание фазы, мас. %	<i>HV</i>
Дробленый	3,90	WC	36,2	1800...2300
		W ₂ C	63,8	
Макрокристаллический	6,00	WC	95,42	1900...2150
		W ₂ C	4,08	
Сферический (оплавление)	3,90	WC	31,12	1900...2800
		W ₂ C	57,2	
Сферический (распыление)	4,00	WC	22,66	2600...3300
		W ₂ C	77,34	

Кроме того, сферические гранулы значительно в меньшей степени подвержены процессу растворения в стальной матрице при наплавке композиционных слоев. Это очень важный аспект, так как при попадании в жидкий матричный расплав карбидов вольфрама происходит диффузия вольфрама и углерода с последующим образованием сложных железо-вольфрамовых карбидов, которые существенно охрупчивают матрицу [15–17].

Как отмечалось ранее порошок карбида вольфрама в сферических гранулах помимо высокой твердости и прочности, имеет высокую сыпучесть, что предопределило его широкое применение при плазменно-порошковой и лазерной наплавке [18, 19]. Эти процессы обеспечивают подачу матричного и армирующего порошка в сварочную ванну таким образом, чтобы максимально уменьшить тепловое воздействие на частицы карбидов вольфрама и тем самым предохранить их от растворения. При этом достигается концентрация армирующей фазы в наплавленном слое, превышающая 50 %.

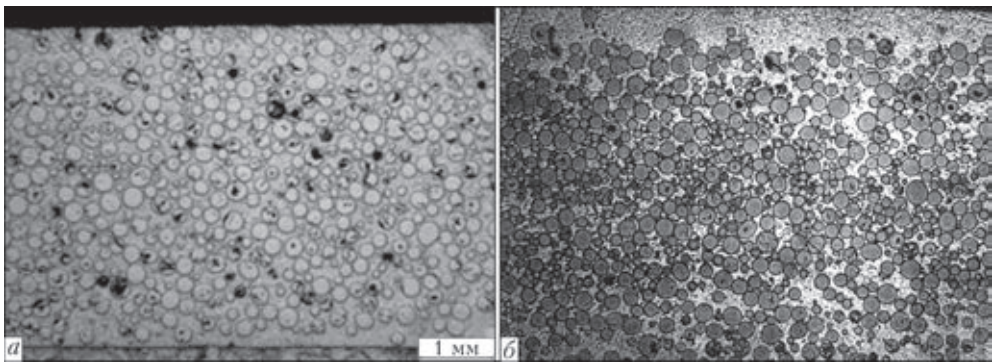


Рис. 5. Макроструктура композиционного слоя, наплавленного плазменно-порошковым методом: а — C–Fe–V–Cr–матрица + 50 % WC+W₂C; б — Ni–Cr–Si–B–матрица + 50 % WC+W₂C

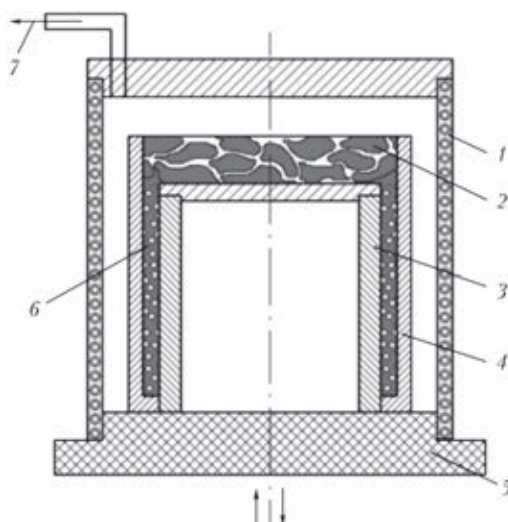


Рис. 6. Схема индукционной печной наплавки (метод пропитки): 1 — индуктор, 2 — материал для связки композиционного сплава (мельхиор); 3 — деталь для наплавки; 4 — технологическая оболочка; 5 — под печи; 6 — наплавленный композиционный сплав; 7 — система откачки вакуума

На рис. 5 представлены макроструктуры композиционных сплавов на никелевой и железной основе, армированных сферическими гранулами карбида вольфрама.

Кроме традиционных методов наплавки он широко используется в порошковой металлургии при получении композиционных слоев методом пропитки предварительно уплотненных гранул порошка карбида вольфрама матричным расплавом. На рис. 6 представлена схема индукционной печной наплавки методом пропитки. Композиционные слои, полученные по такой технологии, отличаются уникальной износостойкостью вследствие высокой концентрации армирующей фазы в сплаве. Этот способ нашел широкое применение при изготовлении подшипников скольжения погружных нефтяных насосов и других деталей буровой техники. На рис. 7 показан внешний вид втулки и макроструктура наплавленного слоя, полученного путем пропитки в индукционной вакуумной печи.

Промышленное производство карбида вольфрама в сферических гранулах методом термоцентробежного распыления организовано в Украине в конце прошлого столетия. Создано уникальное оборудование, разработана технология распыления и рассева полученного материала по фракциям, очистка от несферической составляющей. Объем ежегодного производства материала находится в пределах 25...30 т. Он успешно экспортируется на ведущие фирмы европейских стран, США и России. Грану-

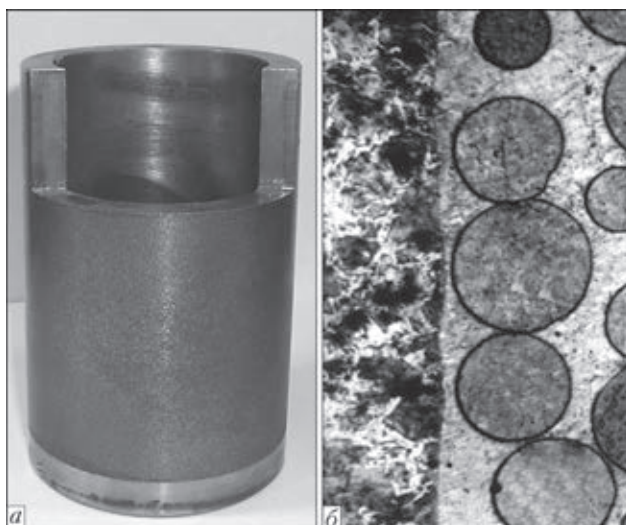


Рис. 7. Внешний вид втулки (а) и макроструктура наплавленного слоя, полученного путем пропитки в индукционной вакуумной печи (б)

лометрический состав литых карбидов вольфрама находится в пределах 0,04...2,5 мм и имеет обозначение ПКВС (плавленный карбид вольфрама сферический) [20].

Большая доля плавленных карбидов вольфрама как с дроблеными, так и со сферическими гранулами приходится на наплавку бурового инструмента. Для этих целей в Украине и странах СНГ широкое распространение получил ленточный релит. Этот материал представляет собой ленту, внутри которой упакованы гранулы релита с комплексом раскисляющих легирующих и флюсообразующих компонентов [16, 21]. В зависи-

Таблица 3. Основные марки ленточного релита

Марка ленточного релита	Размер частиц релита основной фракции, мм	Размеры ленточного релита, мм		Маркировка (цвет)
		$B = 0,5$	$H = 0,3$	
ЛЗ-4-6 ЛС-4-6	0,28...0,45	6,0	3,0	Белый
ЛЗ-6-7 ЛС-6-7	0,45...0,63	7,0	3,0	Желтый
ЛС-8-7	0,63...0,80	7,0	3,0	Оранжевый
ЛЗ-11-7 ЛС-11-7	0,63...1,10	7,0	3,0	Зеленый
ЛСЗ-6/4-7	0,45...0,63-С 0,28...0,45-3	7,0	3,0	Красный
ЛСЗ-8/4-7	0,63...0,80-С 0,28...0,45-3	7,0	3,0	Коричневый
ЛСЗ-8/6-7	0,63...1,10-С 0,45...0,63-3	7,0	3,0	Синий
ЛСЗ-11/4-7	0,63...0,80-С 0,28...0,45-3	7,0	3,0	Голубой
ЛСЗ-11/6-7	0,63...0,80-С 0,45...0,63-3	7,0	-	Фиолетовый

Примечание. Нахлестка не менее 1 мм; длина $670 \pm 5,0$ мм; С — сферический, 3 — зерновой (дробленый) карбид вольфрама

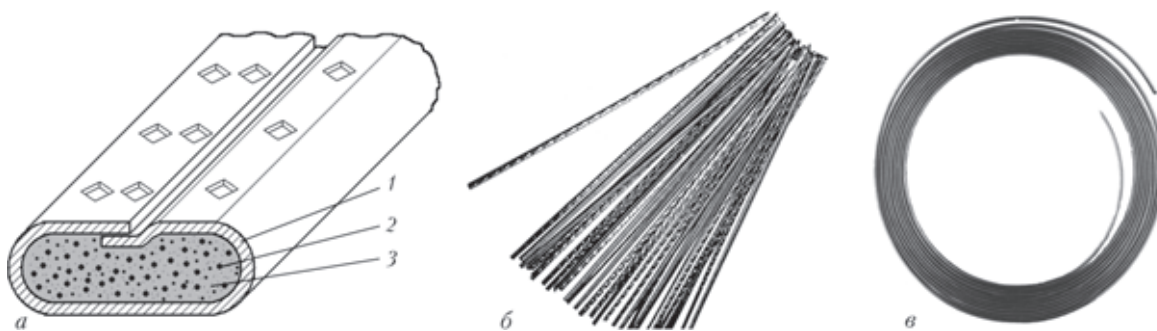


Рис. 8. Сечение (1 — оболочка; 2 — WC+W₂C; 3 — шихта) (а), внешний вид ленточного релита в прутках (б) и в бухте (в)

мости от требования к наплавленному слою в состав этого материала могут входить дробленые или сферические зерна карбида вольфрама или их смесь. Материал выпускается в виде прутков для газовой наплавки или непрерывного ленточного электрода в случаях его использования в качестве присадочного материала при механизированной плазменной наплавке. Внешний вид ленточного релита в прутках и в бухте показан на рис. 8, а в табл. 3 приведены промышленные марки прутков ленточного релита [22].

Шарошки и лапы буровых долот, соединительные элементы буровой колонны, калибраторы и ряд других типов бурового инструмента наплавляют ленточным релитом. Кроме того, он нашел применение при упрочнении деталей дробильного оборудования, дорожно-строительной техники и различных видов шнеков. В металлургической промышленности ленточным релитом наплавляют клапана, конуса и чаши доменных печей, при этом обеспечивая максимальный период межремонтного цикла.

Следует отметить, что уникальные свойства плавленных карбидов вольфрама далеко не исчерпаны. Работы по его совершенствованию путем легирования сплава элементами переходной группы металлов уже на начальной стадии исследований позволили получить гранулы с твердостью, превышающей HV 3000. Результаты данных работ будут представлены в последующих публикациях.

1. Самсонов Г. В., Витрянко В. Н., Чаплыгин Ф. И. Карбиды вольфрама. — Киев: Наук. думка, 1974. — 127 с.
2. Pierson H. O. Handbook of Refractory Carbides and Nitrides. — New Jersey: Noyes Publications, 1996.
3. WOKA Carbide materials for wear protective. Welding and PTA applications: Bull.
4. DURUM VERSCHLEISS — SCHUTZ GmbH Products and services: Bull. 2013
5. Третьяков В. И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов. — М.: Металлургия, 1976. — 528 с.

6. VAUTID — Hardfacing Materials. VAUTID — VERSCHLEISS — TECHNIK. H. Wohl GmbH. Dull. 2000.
7. Меерсон Г. А., Зеликман А. Н. Металлургия редких металлов. — М.: Металлургия, 1973. — 608 с.
8. M. Dignard Nicolas, I. Boulos Maher. Ceramic and metallic powder spheroidization using induction plasma technology. Plasma Technology Research Center (CRTP) // Materials of the United Thermal Spray Conf. (15–19 Sept., 1997. — Indianapolis, USA).
9. Bourdin E., Fauchais P., Boulos M. Induction plasma technology // International J. of Heat and Mass Transfer. — 1983. — 26(4). — P. 567–582.
10. Pawlovski L. The Sci. and Eng. of Thermal Spray Coatings. Chichester: John Wiley & Sons Ltd., 1995. — 73 p.
11. Muns R. Patriculate systems, Montreal: McGill University, 1995. 98 p.
12. А. с. 1381840 СССР. Установка центробежного распыления стержней из тугоплавких материалов / А. П. Жудра, А. И. Белый, В. И. Дзыкович и др. — Заявл. 10.07.86; Опубл. 15.11.87.
13. Пат. 20516 А В22F 9/10 Украина. Способ получения гранулированных тугоплавких материалов / К. А. Ющенко, А. П. Жудра, А. И. Белый и др. — Заявл. 14.10.94; Опубл. 15.07.97.
14. Дзыкович В. И., Жудра А. П., Белый А. И. Свойства порошков карбидов вольфрама, полученных по различным технологиям // Автомат. сварка. — 2010. — № 4. — С. 28–31.
15. Howards A. Some characteristics of composite tungsten carbide weld deposits // Welding J. — 1951. — № 2. — P. 144–162.
16. Фрумин Е. И., Жудра А. П., Пащенко М. А. Физико-химические процессы при наплавке ленточным релитом // Свароч. пр-во. — 1979. — № 8. — С. 11–13.
17. Жудра А. П., Махненко В. И., Пащенко М. А. Особенности автоматической дуговой наплавки композиционных сплавов // Автомат. сварка. — 1975. — № 8. — С. 16–19.
18. Plasma transferred arc overlays reduce operating costs in oil and processing / D. Happer, M. Gill, K. Wid Hart, V. Anderson // TISC 2002 Intern. sp. cent., Essen, Germany, May 2002. — Essen, 2002. — P. 278–293.
19. Сам А. И. Плазменно-порошковая наплавка композиционных сплавов на базе литых карбидов вольфрама // Автомат. сварка. — 2004. — № 10. — С. 49–54.
20. ТУ У 24.1–19482355-001:2010. Карбиды вольфрама. Сферические плавленные марки ПКВС. — Введ. 16.02.2011.
21. Фрумин Е. И., Жудра А. П., Пащенко М. А. Ленточный релит для наплавки буровых долот // Свароч. пр-во. — 1977. — № 2. — С. 16–18.
22. ТУ У 28.7-194823555-002:2014. Релит ленточный марок ЛЗ-4; ЛЗ-6; ЛЗ-11; ЛС-4; ЛС-6; ЛС-8; ЛС-11; ЛС3-6/4; ЛС3-8/6; ЛС3-11/6.

Поступила в редакцию 24.04.2014

ПОРОШКОВЫЕ ЛЕНТЫ ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ

А. П. ВОРОНЧУК

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

Рассмотрены преимущества применения порошковых лент в качестве электродного материала для износостойкой наплавки. Дан перечень серийно выпускаемых порошковых лент, их типоразмеры и вид поставки. Приведены примеры технологических приемов использования лент для наплавки конусов и чаш засыпных аппаратов доменных печей, лотков бесконусных загрузочных устройств, бил углеразмольных мельниц, ножей горячей резки металла, получения износостойких биметаллических листов. Показаны виды нового специализированного оборудования для наплавки порошковыми лентами — аппарат А1812М для наплавки конусов и чаш засыпных аппаратов доменных печей, установка АД 380.03 для наплавки листов, установка УД298М для наплавки ножей горячей резки металла. Все оборудование комплектуется системами управления, выполненными на базе микроконтроллеров. Перечислены предприятия, на которых внедрены новые разработки. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: порошковая лента, составы, наплавка, оборудование, технология, производительность наплавки, применение

Упрочнение наплавкой — эффективный способ увеличения износостойкости и работоспособности деталей машин, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания. Большую номенклатуру деталей наплавляют в процессе изготовления, а также используют восстановительную наплавку.

Для упрочнения различных деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного и газоабразивного изнашивания, широкое распространение получили сплавы типа высокохромистых чугунов с высокой степенью легирования — до 40 % и выше. Для этих целей ведущие европейские фирмы, такие как «Castolin» (Швейцария), «Buller», «Durum» (Германия), «Welding Alloys» (Великобритания) и другие предлагают порошковые проволоки, которые изготавливают методом прокатки на специализированных станах. Производство порошковых проволок с коэффициентом заполнения свыше 40 % методом волочения, который широко распространен в Украине и странах СНГ, весьма затруднительно. Поэтому решить эту проблему было гораздо проще за счет разработки аналогичных составов порошковых лент. Этот наплавочный материал легко позволяет получать коэффициенты заполнения до 60...70 %, а технология его производства исключает процесс волочения.

В настоящее время порошковая лента — хорошо известный наплавочный материал, который широко применяется для изготовления и упрочнения большой номенклатуры деталей в металлургической, энергетической, горнодобывающей, дорожно-строительной и других областях промышленности. В отличие от порошковой прово-

локи основным преимуществом порошковых лент является высокая производительность наплавки.

В настоящее время годовой объем производства порошковых лент в странах СНГ составляет около 600 т и имеет устойчивую тенденцию роста.

Наиболее широкое промышленное распространение получила порошковая лента, конструкция которой представлена на рис. 1 [1, 2]. Существующее оборудование позволяет изготавливать два типоразмера материала сечением 16,5×4,0 и 10,0×3,0 мм. Поставка порошковой ленты осуществляется в бухтах с рядной укладкой массой 80...160 кг. Внутренний диаметр бухты 400...460 мм, наружный — до 850 мм и ширина 115...130 мм. Надежная герметичность замка порошковой ленты, поставка ее в бухтах большой массы обеспечивают непрерывную высокопроизводительную наплавку, что особенно важно при упрочнении крупногабаритных деталей с большими рабочими поверхностями.

Наплавка порошковыми лентами производится как открытой дугой, так и под флюсом. Процесс наплавки порошковой лентой под флюсом практически не отличается от дуговой сварки под флюсом другими электродными материалами.

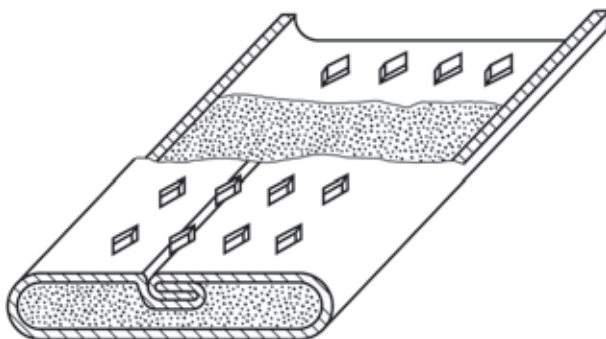


Рис. 1. Конструкция однозамковой порошковой ленты с плотным замком

Порошковые ленты для наплавки

Марка порошковой ленты	Химический состав наплавленного металла, мас. %											Твер- дость HRC	Назначение
	C	Cr	Mn	Si	Ni	Nb	Mo	V	W	B	Ti		
ПЛ-АН-101	3,0	25,0	2,0	3,0	2,0	-	-	-	-	-	-	50...56	Наплавка деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания (ножи бульдозеров и грейферов, зубья ковшей экскаваторов, валки коксовых дробилок, плужные диски, защитные поверхности конусов, чаш и др.)
ПЛ-АН-171	1,2	25,0	2,2	1,0	-	-	-	-	-	3,5	-	54...59	
ПЛ-АН-180	4,5	30,0	-	-	-	-	1,0	-	-	-	-	58...62	
ПЛ-АН-181	4,5	30,0	3,0	-	-	-	-	-	-	-	-	58...60	
ПЛ-АН-111	5,0	38,0	1,0	2,5	38,0	-	-	-	-	0,3	-	50...58	Наплавка деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного и газоабразивного видов изнашивания при нормальных и повышенных температурах (конуса и чаши засыпных аппаратов доменных печей, тежки, бункера и т. п.)
ПЛ-АН-179	5,0	22,0	-	-	-	7,0	6,0	1,0	2,0	-	-	58...62	
ПЛ-АН-185	5,0	22,0	-	-	-	7,0	-	-	-	-	-	56...60	
ПЛ-АН-186	4,5	30,0	-	-	-	-	-	-	-	0,7	-	57...62	
ПЛ-АН-132-1	0,1	4,0	1,5	1,0	-	-	2,0	-	2,5	-	-	18...28	Наплавка деталей, работающих в условиях контактных нагрузок при повышенной температуре (ролики рольганов, валки и др.)
ПЛ-АН-132-2	0,15	4,0	1,5	1,0	-	-	2,0	-	2,5	-	-	28...34	
ПЛ-АН-132-3	0,2	4,0	1,5	1,0	-	-	2,0	-	2,5	-	-	35...45	
ПЛ-АН-187	0,2	11,0	10,0	-	-	-	-	-	-	-	0,8	18...26	Наплавка деталей, работающих в условиях больших контактных нагрузок (крановые колеса, направляющие и др.)
ПЛ-АН-115	0,1	-	1,5	0,8	-	-	-	-	-	-	0,5	18...26	Наплавка стальных крупногабаритных деталей с целью восстановления их геометрических размеров (конуса и чаши засыпных аппаратов доменных печей, тележки агломаши и др.)
ПЛ-АН-189	0,35	3,0	0,8	0,6	-	-	-	0,3	9,0	-	-	44...50	Наплавка валков горячей прокатки металла
ПЛ-АН-190	0,4	3,0	0,8	0,6	-	-	-	0,3	9,0	-	-	44...50	
ПЛ-АН-191	0,25	5,0	0,7	1,0	-	-	1,2	0,4	-	-	-	46...52	
ПЛ-АН-183	0,4	2,0	1,6	1,6	5,5	0,6	1,8	0,5	-	-	-	47...54	Наплавка ножей для горячей резки металла
ПЛ-АН-150	0,12	16,0	2,0	5,0	9,0	-	-	-	-	-	-	27...34	Наплавка под флюсом деталей арматуры, работающих при температуре среды до 545 °С
ПЛ-АН-151	0,12	16,0	4,0	5,0	8,0	1,0	6,0	-	-	-	-	38...50	

В зависимости от типоразмера упрочняемой детали выбирают типоразмер порошковой ленты, режимы наплавки и ее схему. При этом наплавка может выполняться в один, два и больше слоев; одиночными валиками и широкослойная, с размахом колебаний от 50 до 400 мм. Токи наплавки при этом могут варьироваться от 300 до 1200 А, напряжение на дуге от 25 до 38 В, скорость перемещения электрода от 5 до 100 м/ч. Для увеличения производительности применяется двухдуговая и многодуговая наплавка, что обеспечивается специально разработанным оборудованием. За один проход одной дугой можно наплавить износостойкий слой толщиной от 2 до 8 мм, а производительность наплавки достигает 25...30 кг наплавленного металла в час.

Расход порошковой ленты в расчете на 1 кг наплавленного металла составляет 1,1...1,2 кг при наличии в порошке-наполнителе легкоиспаряющихся компонентов и 1,2...1,35 кг — минеральных компонентов [2].

Для наплавки порошковыми лентами используется серийно выпускаемая сварочная аппарату-

ра, дополнительно комплектуемая специальными мундштуками и подающими роликами, обеспечивающими надежную подачу электродного материала. Чаще всего используют аппарат АД 231.

В таблице приведены марки порошковых лент, которые освоены и серийно выпускаются промышленностью.

Наиболее полно преимущества порошковой ленты реализуются при наплавке серийных деталей. В этом случае для упрочнения используют оригинальные технологические процессы с применением специализированного оборудования.

Традиционным примером использования порошковой ленты для упрочнения деталей металлургического производства является наплавка засыпных аппаратов доменных печей. Для этих целей разработаны уникальные установки У-50, У-75 и У-125 [2-4]. Начиная с 2002 г. установки комплектуются новым модернизированным наплавочным аппаратом А1812М (рис. 2) и системой управления типа СУ 320 [5]. Аппарат обеспечивает наплавку двумя последовательно или параллельно расположенными дугами, а также



Рис. 2. Аппарат A1812M

поперечные колебания электрода с амплитудой от 50 до 500 мм. Конструкцией установок предусмотрены также ведение наплавки по кольцу и сварка крупногабаритных деталей открытой дугой и под флюсом порошковыми или цельнотянутыми проволоками. Система управления установок выполнена на базе микроконтроллера, а установки оснащены асинхронными двигателями переменного тока с частотными преобразователями.

Механизированная наплавка конусов и чаш самозащитной порошковой лентой в 4 раза производительнее процесса наплавки порошковой проволокой.

Новые аппараты и системы управления успешно внедрены на ОАО «Миттал Стيل Кривой Рог», ОАО «Азовмаш» (г. Мариуполь) и ОАО «ЗСМК» (г. Новокузнецк, РФ).

Одним из примеров комплексного решения задач упрочнения является наплавка листов толщиной от 5 до 20 мм [6,7]. Для этих целей применяется специализированная наплавочная установка АД 380.03 [8]. Она состоит из тележки с двумя наплавочными головками, перемещающейся по направляющей, и двух столов для крепления стального листа размером 3000×1500 мм. Тележка может перемещаться с рабочей и маршевой скоро-

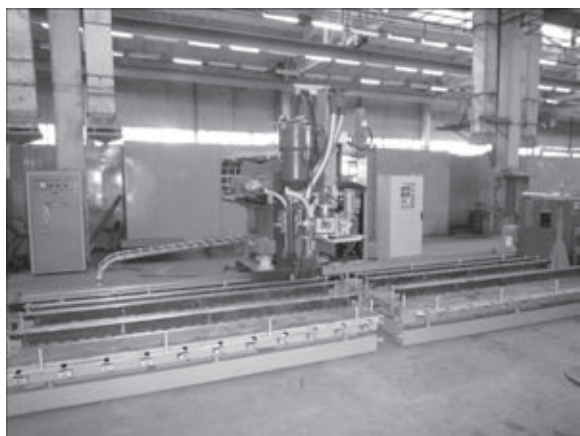


Рис. 3. Общий вид установки АД 380.03



Рис. 4. Биметаллические листы после наплавки

стью. Установка комплектуется двумя источниками питания с жесткой внешней характеристикой.

В качестве электродного материала используется самозащитная порошковая лента, обеспечивающая наплавленный металл следующего химического состава, мас. %: 4,5 С; 30,0 Cr; 1,0 Мо. Твердость наплавленного слоя *HRC* 60.

Для наплавки листов толщиной от 5 до 7 мм применяется порошковая лента сечением 10,0×3,0 мм, а листов толщиной от 8 мм и выше — сечением 16,5×4,0 мм.

Управление установкой осуществляется электрической схемой, выполненной на базе микроконтроллера, позволяющей производить наплавку листов по двум программам.

Установка позволяет производить наплавку в автоматическом режиме по разработанной программе на двух столах поочередно с производительностью 1 лист размером 3000×1500 мм в рабочую смену при двухдуговой наплавке.

Установка для наплавки листа и упрочненный лист показаны на рис. 3 и 4.

Другим примером широкого использования порошковой ленты для износостойкой наплавки служит процесс упрочнения молотков углеразмольных мельниц [2, 3]. Наплавку молотков производят на специализированных установках У-877 (рис. 5), состоящих из наплавочного аппарата,



Рис. 5. Установка У-877

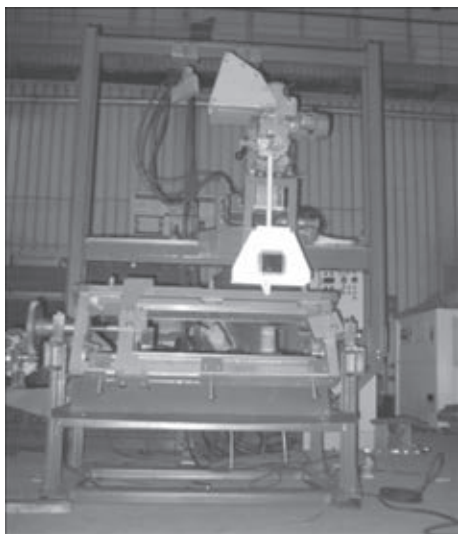


Рис. 6. Установка УД 298М

вращающегося стола и смонтированных на нем пяти водоохлаждаемых кокилей, в которые устанавливаются подлежащие наплавке молотки. Наплавка молотков производится в автоматическом режиме с колебаниями электрода на всю ширину наплавляемой детали. На одной установке можно наплавлять 100...120 молотков в смену.

Наплавка производится на литые заготовки из низкоуглеродистой стали порошковой лентой ПЛ-АН-101, позволяющей получать наплавленный слой следующего химического состава, мас. %: 3,0 С; 25,0 Cr; 3,0 Si; 2,0 Ni; 2,0 Mn. На один молоток наплавляется 1,6...1,8 кг износостойкого сплава. Применение этой технологии и электродного материала в виде порошковой ленты позволили в два раза повысить срок службы упрочненных деталей по сравнению с ранее применявшимися цельнолитыми молотками из стали Гатфильда.

Положительные результаты получены также и при упрочнении деталей бесконусных загрузочных устройств доменных печей с использованием порошковой ленты. Нами разработан технологический процесс наплавки быстроизнашиваемых деталей лотка и других элементов конструкции загрузочного устройства фирмы «Пауль-Вюрт» (Люксембург).

Разработаны технология и установка УД298М (рис. 6) для наплавки ножей горячей резки металла порошковой лентой открытой дугой, которые позволяют производить упрочнение рабочих кромок ножей в автоматическом режиме [2]. При этом резко повышается производительность процесса наплавки. В качестве наплавочного материала разработана порошковая лента ПЛ-АН 183, применение которой в 1,5...2,0 раза увеличивает стойкость упрочненных деталей по сравнению с наплавленными порошковой проволокой ПП-Нп 35В9ХЗСФ. При этом производительность процесса наплавки увеличилась в 2...3 раза.

Широкое распространение порошковые ленты получили также при упрочнении большой номенклатуры деталей горнодобывающей техники. С использованием этого электродного материала производится упрочнение ножей бульдозеров, футеровок конусных дробилок, лопаток мелющих вентиляторов и многих других деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного и других видов изнашивания.

1. А. с. 1152159 СССР МПК В 23 К 35/40. Порошковый ленточный электрод / Б. В. Данильченко, В. П. Шимановский, И. П. Копылец и др. Оpubл. 22.12.1984.
2. Жудра А. П., Ворончук А. П. Наплавочные порошковые ленты // Автомат. сварка. – 2012. – № 6. – С. 39–44
3. Шимановский В. П., Ворончук А. П., Звездин С. М. Материалы и оборудование для наплавки конусов и чаш доменных печей. // Оборудование и материалы для наплавки: Сб. науч. тр. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. – С. 71–73.
4. Наплавка быстроизнашиваемых деталей самозащитными порошковыми лентами / Б. В. Данильченко, В. П. Шимановский, А. П. Ворончук, И. П. Копылец // Автомат. сварка. – 1989. – № 5. – С. 38–41.
5. Новое оборудование для наплавки конусов и чаш засыпных аппаратов / А. П. Жудра, А. П. Ворончук, А. А. Фомакин, С. И. Великий // Там же. – 2009. – № 9. – С. 57–59.
6. Жудра А. П., Ворончук А. П. Износостойкая наплавка порошковыми лентами // Сварщик. – 2010. – № 6. – С. 6–10.
7. Технология, оборудование и материалы для производства листовых футеровочных элементов / А. П. Жудра, А. П. Ворончук, В. О. Кочура, А. В. Петров // Свароч. пр-во. – 2012. – № 11. – С. 40–43.
8. Жудра А. П., Ворончук А. П., Великий С. И. Оборудование и материалы для наплавки листовых футеровочных элементов // Автомат. сварка. – 2009. – № 6. – С. 53–55.

Поступила в редакцию 02.04.2014

УДК 621.791.051.2

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ ТИТАНОМ И БОРОМ МЕТАЛЛА ШВА НА ЕГО МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ СВАРКЕ ПОД ВОДОЙ

С. Ю. МАКСИМОВ, В. В. МАЧУЛЯК, А. В. ШЕРЕМЕТА, Е. И. ГОНЧАРЕНКО

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

Одним из негативных последствий влияния экстремальных условий подводной сварки является низкий уровень свойств сварных соединений, в первую очередь, пластичности. Традиционно эта задача решается путем оптимизации микроструктуры металла шва за счет целенаправленного легирования. Целью данной работы было установить влияние микролегирования металла шва титаном и бором на его механические свойства при сварке порошковой проволокой под водой. Исследована структура металла, образующаяся в результате микролегирования, и определены показатели механических свойств наплавленного металла. Установлены оптимальные пропорции микролегирования, при которых обеспечиваются высокие показатели относительного удлинения металла шва. Показано, что его механические свойства соответствуют требованиям класса А Спецификации по подводной сварке ANSI/AWS D3.6. Библиогр. 5, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: подводная сварка, порошковая проволока, металл шва, микролегирование, структура, механические свойства

Экстремальные условия подводной сварки негативно влияют на свойства сварных соединений. Традиционно для повышения механических свойств металла шва используется целенаправленное легирование, оптимизирующее его микроструктуру. Микроструктурой, которая показывает оптимальность сочетания показателей прочности и пластичности сварных соединений низкоуглеродистых конструкционных сталей, считается игольчатый феррит (ИФ).

На рис. 1 представлена схематическая диаграмма превращений при непрерывном охлаждении для мокрой подводной сварки электродными материалами, обеспечивающими получение металла шва ферритного типа. Основными структурными составляющими в металле шва являются зернограничный феррит и феррит с второй фазой, которые характеризуются низкими пластическими свойствами. По результатам исследования микроструктуры швов, выполненных под водой электродами типа Е6013 в условиях Мексиканского залива, было рекомендовано повышать содержание как кислорода, так и марганца в металле для увеличения доли ИФ (рис. 2).

Как альтернативу введения марганца авторы работы [2] использовали добавки титана и бора в шихту порошковой проволоки, получив при сварке на воздухе более 90 % ИФ в металле шва, при этом содержание бора и титана было в пределах 0,004...0,008 и 0,04...0,08 % соответственно. Титан вводился с целью образования включений, которые служат зародышами образования ИФ. Кроме того, титан как потенциальный раскислитель защищает от выгорания легирующие элементы, в

том числе и бор. Бор также содействует образованию включений, которые в основном скапли-

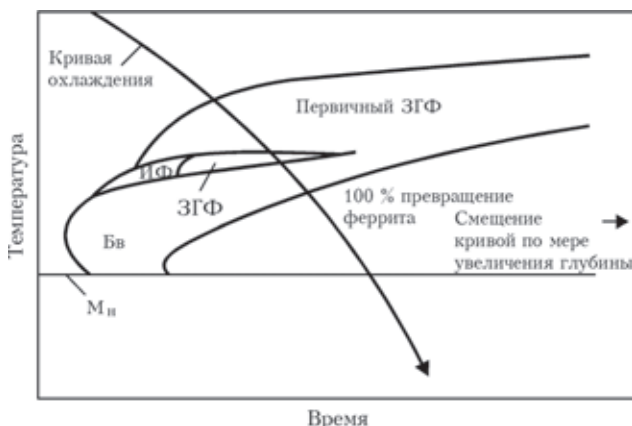


Рис. 1. Схематическая термокинетическая диаграмма для подводной сварки [1]

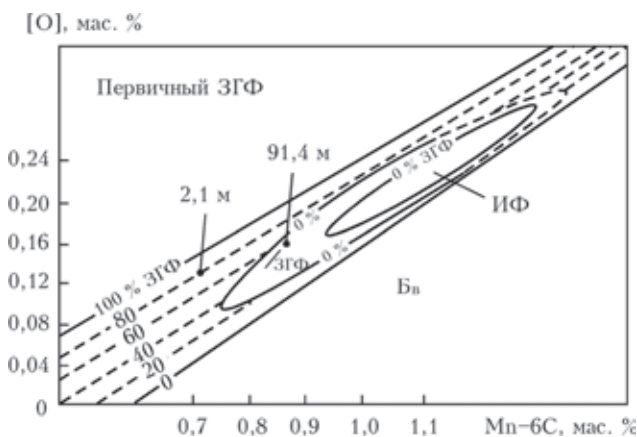


Рис. 2. Прогнозируемое образование структурных составляющих при мокрой подводной сварке [1] на разной глубине

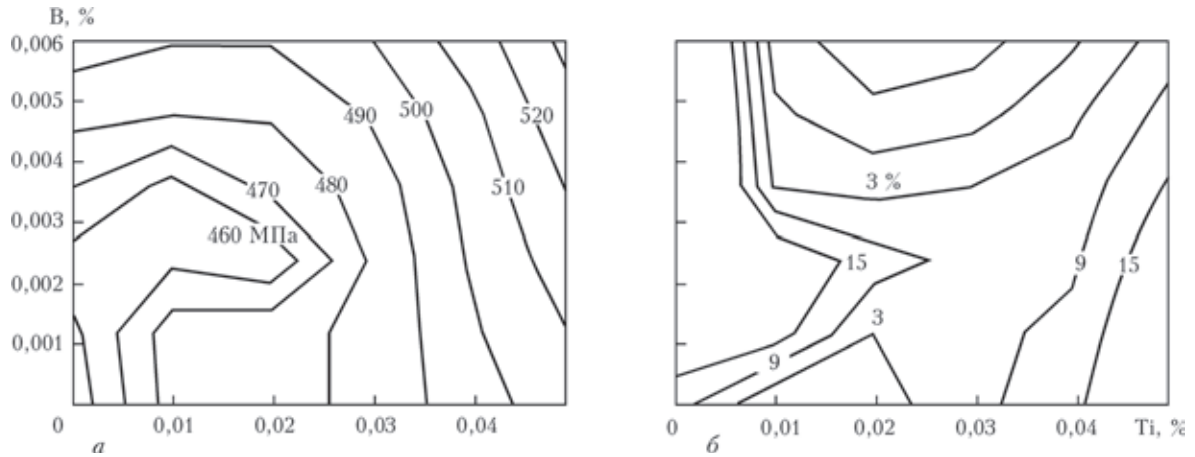


Рис. 3. Влияние содержания титана и бора в металле шва на предел прочности при растяжении (а) и относительное удлинение (б)

Таблица 1. Химический состав металла швов, выполненных Ti- и B-содержащей порошковой проволокой под водой

Номер образца	Содержание, мас. %						
	C	Si	Mn	S	P	Ti	B
1	0,026	0,013	0,20	0,016	0,018	-	-
2	0,013	0,004	0,17	0,022	0,015	0,003	0,002
3	0,015	0,004	0,20	0,022	0,019	<0,002	0,002
4	0,017	0,005	0,23	0,021	0,014	0,005	<0,002
5	0,031	0,106	0,47	0,021	0,021	0,032	<0,002
6	0,039	0,017	0,37	0,023	0,021	0,007	0,0033
7	0,038	0,114	0,58	0,030	0,018	0,0053	0,005
8	0,024	0,020	0,28	0,024	0,023	0,006	0,002
9	0,044	0,080	0,62	0,027	0,018	0,049	0,006

ваются по границам зерен аустенита и затрудняют образование доэвтектоидных фаз, например, зернограничного феррита. В условиях ручной мокрой подводной сварки максимально достижимое количество ИФ (около 60 %) образуется при меньшей степени легирования — 0,03 % Ti и 0,0015 % B [3]. Авторы работы [3] объясняют это тем, что потребность в титане и боре для оптимизации содержания ИФ снижается в результате повышения скорости кристаллизации при сварке в водной среде. Близкие результаты были получены и при использовании порошковой проволоки, в частности, обнаружены две области с максимальным количеством ИФ на уровне 56...57 %. При этом содержание титана и бора в металле шва для первой области составляет 0,023...0,027 и до 0,0002 %, а для второй — 0,030...0,032 и 0,0016...0,0023 % соответственно [4].

Целью данной работы было определение эффективности влияния микролегирования титаном и бором на механические свойства металла шва при сварке порошковой проволокой под водой.

Для проведения исследований была изготовлена партия порошковых проволок типа ППС-АН1 диаметром 1,6 мм с добавками титана и бора в шихту за счет уменьшения количества железного порошка. Титан и бор вводили в виде FeTi и FeB

в количестве 10; 20 и 2; 4 % соответственно как по отдельности, так и совместно. Для получения образцов наплавленного металла многопроходную сварку стыковых соединений стали Ст3 толщиной 14 мм выполняли в лабораторном бассейне на глубине 1 м на режиме: $U_d = 30...32$ В; $I_{св} = 160...180$ А, полярность обратная.

Из каждого стыкового соединения были изготовлены шлифы и образцы для механических испытаний в соответствии с требованиями класса А Спецификации по подводной сварке ANSI/AWS D3.6 [5]. Химический состав металла швов приведен в табл. 1, результаты механических испытаний — в табл. 2.

Как видно из приведенных данных, легирование титаном и бором во всех случаях приводит к незначительному повышению прочностных свойств металла шва. Что касается пластичности, то их влияние носит неоднозначный характер. Для удобства анализа полученных результатов с помощью специализированного пакета программ (Origin 7, Statistica 6) была выполнена полиномиальная интерполяция экспериментальных данных и получено распределение значений относительного удлинения и предела прочности при растяжении в зависимости от содержания бора и титана в металле шва (рис. 3). Установле-

Таблица 2. Результаты механических испытаний сварных швов

Номер образца	σ_t , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	$\alpha_{зар}$, град
1	333,0	440,0	11,3	22,0	50
2	381,6	459,6	12,3	22,0	90
3	374,6	458,6	17,7	35,8	180
4	393,2	469,8	10,7	18,7	69
5	447,5	485,6	7,0	16,0	61
6	342,5	466,3	7,0	16,0	31
7	450,9	485,6	3,7	15,4	135
8	392,1	468,6	16,0	28,2	81
9	494,1	532,4	6,3	12,9	50

но, что составы, обеспечивающие наиболее высокие пластические свойства, находятся в пределах 0,0015...0,0025 % В и до 0,01 % Ti.

Металлографические исследования проводили с помощью микроскопов Polyvar и Neophot-32. Твердость измеряли на микротвердомере М-400 (LECO). Цифровое изображение структуры было получено с помощью цифровой камеры Olympus.

Структура металла шва, выполненного проволокой ППС-АН1 (образец № 1), представляет собой ферритную матрицу и мелкие карбиды, выделившиеся как в теле кристаллитов, так и вдоль их границ (рис. 4). Микротвердость металла последнего прохода составляет $HV1 = 1880...2130$ МПа. При введении бора количество карбидов уменьшается, что приводит к снижению микротвердости до $HV1 = 1760...1810$ МПа в образце № 2 и $HV1 = 1870$ МПа в образце № 3. Структура металла шва представляет собой ферритно-карбидную смесь (рис. 5).

В швах, легированных титаном (образец № 4), структура состоит из феррита разных модификаций: с упорядоченной и неупорядоченной второй фазой, полигонального феррита и небольшого количества участков ИФ и бейнита (рис. 6). Твердость металла возрастает до $HV1 = 2430...2850$ МПа. При повышении содержания титана (образец № 5) размер выделений полигонального феррита увеличился, ИФ не обнаружен. Твердость

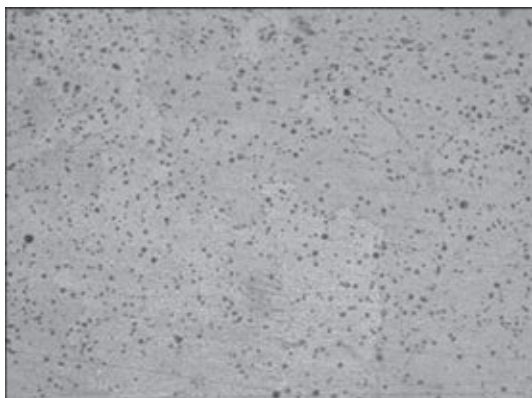


Рис. 4. Микроструктура ($\times 500$) металла шва без легирования титаном и бором

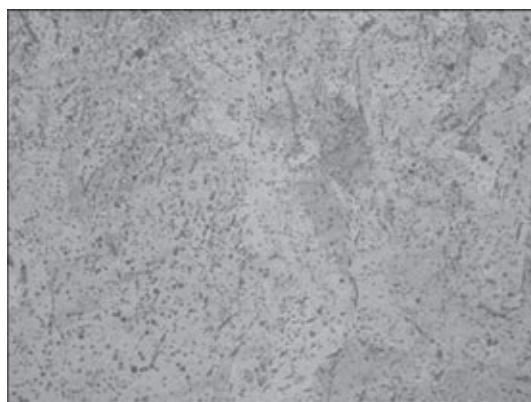


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) металла шва, легированного бором

металла шва несколько снизилась — до $HV1 = 2300...2450$ МПа.

Совместное введение титана и бора не приводит к таким заметным изменениям структуры металла шва, как при раздельном легировании. В зависимости от соотношения содержания легирующих элементов изменяется соотношение количества феррита с упорядоченной и неупорядоченной второй фазой (рис. 7), а при максимальной степени легирования (образец № 9) в шве обнаружены участки бейнита с повышенной твердостью ($HV1 = 2970$ МПа).

Анализ результатов металлографических исследований и испытаний показывает, что обла-

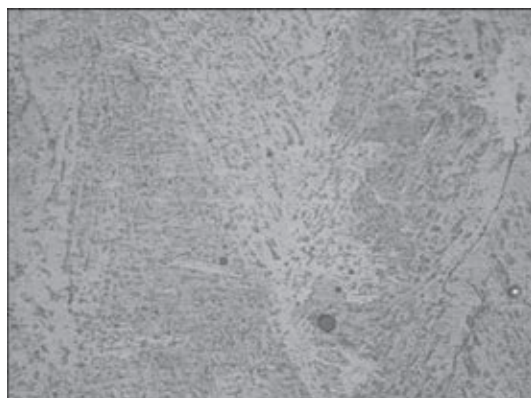


Рис. 6. Микроструктура ($\times 500$) металла шва, легированного титаном

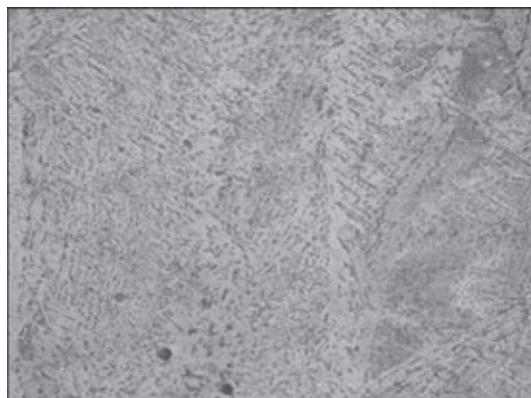


Рис. 7. Микроструктура ($\times 500$) металла шва, легированного титаном и бором

сти с наилучшими пластическими свойствами и максимальным количеством ИФ не совпадают. Наибольшая пластичность наблюдается в швах с ферритно-карбидной структурой. Появление в шве структурных составляющих типа ИФ и верхнего бейнита приводит к снижению относительного удлинения и увеличению прочности. Для объяснения механизма влияния микролегирования металла шва титаном и бором на его свойства требуются дополнительные, более глубокие исследования.

Что касается оптимизации содержания титана и бора в металле шва, то с этой целью были изготовлены и испытаны несколько партий порошковых проволок, обеспечивающих легирование в установленных выше пределах. Были получены следующие средние значения механических свойств: $\sigma_B = 469$ МПа, $\sigma_{0,2} = 378,2$ МПа, $\delta = 20,8\%$, $\alpha_{\text{заг}} = 180^\circ$. Таким образом, рациональное микролегирование титаном и бором обеспечивает повышение относительного удлинения металла шва в 1,8 раза при незначительном увеличении временного сопротивления разрыву. По своим механическим свойствам металл шва соответствует требованиям класса А Спецификации по подводной сварке ANSI/AWS D3.6.

Выводы

1. Микролегирование титаном и бором металла швов, выполненных под водой порошковой проволокой, позволяет эффективно управлять их пластическими свойствами.

2. Установлены пределы содержания титана и бора (0,005...0,010 и 0,0015...0,0025 % соответственно), при которых относительное удлинение металла швов низколегированных стелей класса прочности K40 увеличивается в 1,8 раза при незначительном повышении временного сопротивления.

3. Область с наилучшими пластическими свойствами не совпадает с областью максимального количества ИФ. Для уточнения механизма влияния микролегирования металла шва титаном и бором в условиях сварки под водой на его свойства требуются более глубокие исследования.

1. Ibarra S., Grabbs C., Olson D. L. Fundamental approaches to underwater welding metallurgy // J. of Metals. – 1988. – № 12. – P. 8–10.
2. Oh D. W., Olson D. L. The influence of boron and titanium on low carbon steel weld metal // Welding J. – 1990. – № 4. – P. 151–158.
3. Sanchez-Osio A., Liu S., Olson D. L. et al. Underwater wet welding consumables for offshore applications // Proc. of 12th Intern. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engineering. – 1993. – Vol. 3, Pt A. – P. 119–128.
4. Максимов С. Ю., Кражановский Д. В. Содержание игольчатого феррита в металле швов при подводной сварке // Автомат. сварка. – 2006. – № 1. – С. 62–64.
5. ANSI/AWS.D3.6: Specification for underwater welding.

Поступила в редакцию 28.03.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

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, 165×235 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, развивающим исследования в этой области. ISBN 978-966-96309-1-9.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ НОВЫХ СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СВАРКЕ И НАПЛАВКЕ МЕДИ И ЕЕ СПЛАВОВ (Обзор)

В. М. ИЛЮШЕНКО, В. А. АНОШИН, Т. Б. МАЙДАНЧУК, Е. П. ЛУКЬЯНЧЕНКО

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

Рассмотрены результаты исследований по разработке высокоэффективных электродных и присадочных материалов для сварки и наплавки меди и сплавов на ее основе. Показано, что возросшие требования к качеству сварных соединений и наплавленному металлу могут быть обеспечены, прежде всего, за счет создания надежных сварочных материалов: электродных и присадочных проволок, флюсов (плавленых и активирующих флюсов-паст), а также специальных покрытых электродов. Усовершенствованные на их основе дуговые процессы сварки и наплавки обеспечивают требуемый уровень теплофизических свойств сварных соединений, высокую прочность и плотность швов, надежную эксплуатационную стойкость в узлах трения и коррозионных средах и т. п. Эффективность новых сварочных материалов подтверждена их практическим применением при изготовлении сварных изложниц кристаллизаторов электрометаллургических печей, сварке шинопроводов, электрододержателей, укрупнении горячекатаных рулонов с целью их дальнейшей прокатки, изготовлении наплавкой различных биметаллических изделий и др. Библиогр. 10, табл. 5.

Ключевые слова: дуговая сварка и наплавка, медь и ее сплавы, электродные и присадочные проволоки, флюсы, покрытые электроды, сварные соединения, теплофизические свойства, качество

Медь и сплавы на ее основе, благодаря уникальному сочетанию физико-химических свойств: электро- и теплопроводности, коррозионной стойкости, высоким механическим и антифрикционным свойствам, жаропрочности и кавитационной стойкости, технологичности в производстве – широко применяются в различных отраслях промышленности. Пожалуй, нет ни одной отрасли, где не использовались бы медь и ее низко- и сложнелегированные сплавы (бронзы, латуни). Поэтому весьма актуальной является задача создания и постоянного совершенствования технологических процессов сварки и наплавки этих металлов и, прежде всего, разработки высокоэффективных сварочных и наплавочных материалов.

Систематические исследования в этой области начаты в ИЭС им. Е. О. Патона еще в 50–60-х годах прошлого столетия (В. В. Подгаецкий, Д. М. Рабкин, Ю. М. Кореньюк и др.). Наиболее результативными оказались исследования, выполненные в 70–80-х годах, когда в структуре нового отдела физико-металлургических процессов сварки тугоплавких и химически активных цветных металлов (руководитель — д-р техн. наук С. М. Гуревич) была организована группа, а затем и лаборатория сварки и наплавки меди и ее сплавов [1].

В настоящем обзоре обобщены результаты исследований по созданию надежных сварочных материалов и промышленных технологий, разработанных с учетом возросших требований к качеству сварных соединений и наплавленного ме-

талла: обеспечение требуемого уровня электро- и теплопроводности, высокой прочности и плотности (в том числе вакуумной) швов, обеспечение эксплуатационной стойкости в узлах трения и коррозионных средах и т. п.

Наиболее значимыми из них являются разработки в области дуговых процессов сварки и наплавки.

Сварочные и наплавочные проволоки. Для механизированных процессов сварки и наплавки меди и ее сплавов в качестве электродных материалов используются проволоки сплошного сечения и порошковые.

Согласно ГОСТ 16130–90 для сварки меди и ее низколегированных конструкционных сплавов типа хромовой бронзы промышленность выпускает ряд проволок: М1; М1р; МСр1; МН-ЖКТ5-1-0,2-0,2; БрХ0,7; БрКМц3-1; БрОЦ4-3. Для сварки и наплавки бронз в связи с трудностью волочения легированных сплавов номенклатура проволок невелика: БрКМц3-1; БрАМц9-2; БрАЖМц10-3-1,5; БрОЦ4-3; БрОФ6,5-0,15. Из некоторых высокопрочных алюминиевых бронз (типа БрАЖНМц, БрМцАЖН) проволоки выпускаются по специальным ТУ.

Характерно, что указанные проволоки для сварки меди, обладая удовлетворительными сварочно-технологическими свойствами при сварке под флюсом, при МИГ/МАГ-процессе, а также обеспечивая получение прочно-плотных швов, как правило не удовлетворяют требованиям по

теплофизическим свойствам сварных соединений. Тепло- и электропроводность не превышают 20...30 % от таковых для свариваемой меди (за исключением швов, выполненных медной проволокой под флюсом). Однако при сварке под флюсом с увеличением толщины свариваемой меди (>15...20 мм) медная сварочная проволока не обеспечивает требуемой плотности швов и необходимой пластичности сварных соединений. Лучшие результаты в этом случае достигаются при применении специальной, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона сварочной проволоки марки БрХТ0,6-0,5. Совместное легирование швов хромом и титаном улучшает механические свойства металла, особенно при высоких температурах, и повышает стойкость металла швов против образования пор. Этот же принцип долегирования металла шва хромом и титаном положен в основу создания специальной присадочной порошковой проволоки ПП-БрХТ12-2, предназначенной для плазменно-дуговой сварки меди и хромовой бронзы. Данная присадочная порошковая проволока успешно используется при изготовлении сварных изложниц кристаллизаторов электрометаллургических печей на ОАО «Сибэлектротерм», г. Новосибирск [2, 3].

Для сварки меди в среде защитных газов используют проволоки из сплавов МНЖКТ и Бр КМц. Как уже отмечалось, теплофизические свойства сварных швов при этом весьма низкие. Рекомендованная фирмой ESAB для этих целей проволока ОК Autrod19.12, по нашим данным, также не обеспечивает необходимой электропроводимости соединений. Благодаря совместным исследованиям ИЭС им. Е. О. Патона и «Гипроцветметобработка» (ныне ОАО «Институт «Цветметобработка», г. Москва) разработаны составы эффективных сварочных материалов для сварки меди и ее низколегированных сплавов (табл. 1) [4–6].

Проволоки из сплавов МЛЮ,2 и МБМг рекомендованы в качестве присадочных материалов для сварки неплавящимся электродом, обеспечивают получение плотных, хорошо сформированных швов с высокой электропроводностью (более 90 % от меди) и обладают механическими свойствами на уровне основного металла. Присадочная проволока из сплава МЛЮ,2 успешно применяется для аргонодуговой сварки шин из кислородосодержащей меди, а проволока из сплава МБМг — для укрупнения азотно-дуговой сваркой медных горячекатаных рулонов с целью их

дальнейшей прокатки и использования проката без вырубки сварных швов у потребителя. Проволоки из сплавов МЛБМг, МЛАКБ и МЛХМг разработаны как универсальные и могут применяться для сварки меди и ее низколегированных сплавов как плавящимся, так и неплавящимся электродами, обеспечивая повышенную энергетическую мощность дуги, высокое качество и электропроводность сварных соединений. Наряду с использованием инертных газов (аргона, гелия и их смесей) проволока из сплава МЛБМг гарантирует высокое качество сварных швов и при сварке в среде азота. Производство новых сварочных проволок освоено на Московском экспериментальном заводе качественных сплавов.

В связи с определенной сложностью изготовления этих проволок (плавка в вакуумных печах, пресование прутков, прокатка, отжиг заготовок и волочение) более доступным присадочным материалом для ТИГ-процесса является разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона порошковая проволока марки ПП-АНМ1 [3]. Введение в состав сердечника порошковой проволоки небольших добавок эффективных раскислителей обеспечивает требуемое качество и теплофизические свойства сварных соединений при гелиево-дуговой сварке толстостенных элементов различных электротехнических изделий (двигатели, шинопроводы и др.).

Важной задачей сварочного производства является также расширение применения наплавочных технологий с целью как восстановления изношенных деталей, так и изготовления биметаллических изделий. Развивая исследования в области наплавки антифрикционных медных сплавов (алюминиевых и оловянных бронз), в ИЭС им. Е. О. Патона разработан ряд марок бронзовых порошковых проволок (табл. 2), которые, как правило, сравнительно просто решают проблему обеспечения требуемого состава наплавленного металла [7, 8].

Разработанные проволоки и технологии механизированной наплавки успешно внедрены в производство при изготовлении биметаллических втулок, подпятников и других изделий узлов трения высоконагруженных механизмов (горно-обогащительное оборудование, ответственная арматура, подшипниковые втулки электромоторов и др.) [1].

Покрытые электроды. Сравнительно небольшие объемы изготовления сварных изделий из меди и ее сплавов могут быть выполнены ручной

Таблица 1. Химический состав новых сварочных проволок, мас. %

Марка сплава	Li	B	Mg	Cr	Si	Al	Сумма примесей, не более
МЛЮ,2	0,1...0,3	—	—	—	—	—	0,03
МБМг	—	0,1...0,3	0,1...0,3	—	—	—	0,03
МЛБМг	0,05...0,2	0,05...0,3	0,05...0,2	—	—	—	0,03
МЛАКБ	0,05...0,2	0,05...0,3	—	—	0,1...0,25	0,1...0,25	0,03
МЛХМг	0,1...0,25	—	0,1...0,4	0,15...0,4	—	—	0,03

Т а б л и ц а 2. Химический состав металла, наплавленного порошковыми проволоками, мас. %

Марка проволоки	Cu	Al	Fe*	Mn	Ni	Sn	Zn	Pb	P
ПП-БрАНМц	Основа	7,5...10,0	2,0...4,0	1,0...2,0	1,0...2,0	—	—	—	—
ПП-БрМцАН	->-	7,5...9,0		9,0...11,0	1,0...2,0	—	—	—	—
ПП-БрОФ	->-	—	≤ 1,0	—	—	9,0...10,0	—	—	0,4...0,8
ПП-БрОЦ	->-	—		—	—	9,0...10,0	1,5...3,0	—	—
ПП-БрОЦС	->-	—		—	—	5,0...6,5	5,0...6,5	2,0...4,0	—
ПП-БрОС	->-	—		—	—	7,5...9,0	—	18,0...21,0	—

* Содержание Fe при наплавке на сталь.

Т а б л и ц а 3. Свойства металла швов и сварных соединений, выполненных покрытыми электродами

Марка электрода	Механические свойства			Σ Cr, Si, Al, Mn, Fe в металле шва, мас. %	Электропроводность сварного шва, % от меди	Производительность наплавки*, г/мин
	Металл шва	Сварное соединение				
		σ _в , МПа	δ, %			
АНЦ-1	210...240	20...25	130...180	≤1,1	40...70	110...150
АНЦ/ОЗМ-2	180...220	25...35	160...180	≤0,8	50...80	85...125
АНЦ-3М	230...260	30...33	180	≤1,4	40...60	110...150
«Комсомолец-100»	250	10	—	≤6	20...25	40...50

* Данные по производительности наплавки приведены для электродов диаметром 5 мм.

* Данные по производительности наплавки приведены для электродов диаметром 5 мм.

сваркой покрытыми электродами. Применяемые в основном для этих целей известные электроды марки «Комсомолец-100» были разработаны еще в 50-х годах прошлого столетия и имеют существенные недостатки: чрезмерно легированный металл шва, в том числе марганцем и железом (до 5...6 %), резко снижает его тепло- и электропроводность; низкое качество сварных швов; высокий предварительный и сопутствующий подогрев свариваемых изделий. Для устранения этих недостатков в ИЭС им. Е. О. Патона разработаны высокопроизводительные электроды марки АНЦ (АНЦ-1, АНЦ/ОЗМ-2, АНЦ-3М) (табл. 3) [4]. Достоинством новых электродов является возможность выполнения процесса сварки меди без предварительного и сопутствующего подогрева (для δ = 10...15 мм) или с невысоким предварительным подогревом (до 200...400 °С) для металла больших толщин. Это достигается за счет применения форсированных режимов сварки и концентрированного тепловложения, обеспечиваемого при плавлении толстопокрытого электрода. Производительность сварки новыми электродами в 2...3 раза выше по сравнению с «Комсомольцем-100». При этом электро- и теплопроводность сварных соединений составляет 70...80 % от таковых для меди. Сварка и ремонт изделий с применением высокопроизводительных электродов марки АНЦ-3 успешно освоена рядом металлургических заводов стран СНГ при изготовлении

кристаллизаторов, ремонте изложниц, поддонов и электрододержателей различных металлургических печей и других изделий.

Учитывая, что в Украине отсутствует производство электродов для сварки и наплавки бронз (алюминиевых и оловянных), в ИЭС им. Е. О. Патона выполнен комплекс научно-исследовательских работ по созданию таких электродов. В результате разработаны специальные покрытые электроды марок АНБА-1 — для сварки Al-бронз и АНБО-1, АНБО-2 — для сварки Sn-бронз (табл. 4) [8, 9]. В качестве стержней для электродов марки АНБА-1 использовалась стандартная проволока БрАМц9-2, для электродов марки АНБО-1 — медная проволока М1Т, марки АНБО-2 — бронзовая проволока БрОФ6,5-0,4.

Разработанные электроды для сварки и наплавки бронз имеют хорошие сварочно-технологические свойства, по ряду показателей (отделимость шлака, стойкость против образования пор) превосходят зарубежные аналоги. Опытные партии разработанных электродов изготавливаются в НТК «ИЭС им. Е. О. Патона».

Сварочные плавные флюсы и флюсы-пасты. Уже в первых работах по автоматической сварке меди и ее сплавов под флюсом была показана возможность использования для этих целей ряда марок плавных флюсов, предназначенных для сварки сталей. Однако с увеличением толщины свариваемой меди (более 20 мм) стандартные

Т а б л и ц а 4. Химический состав металла, наплавленного бронзовыми электродами, мас. %

Марка электрода	Cu	Al	Mn	Fe	Si	Sn	P	Ni
АНБА-1	Основа	7,0...8,0	1,5...2,0	≤3,0	≤0,5	—	—	—
АНБО-1	->-	—	0,5...1,0	≤2,0	—	5,0...7,0	0,15...0,25	0,3...0,8
АНБО-2	->-	—	0,5...1,0	≤2,0	—	8,5...10,5	0,5...0,8	—

Таблица 5. Активирующие флюсы для сварки ТИГ меди и ее сплавов

Марка флюса	Флюсовая система	Применение
АН-M15A	MgF ₂ -B	Сварка технических марок меди
АН-M17A	MgF ₂ -Na ₃ AlF ₆ -B(P)	Сварка бронз
АН-M19A	AlF ₃ -Mg F ₂	Микроплазменная сварка меди малых толщин
АН-M-21A	AlF ₃ -CaF ₂ -Mg F ₂	Азотно-дуговая сварка медных полос для последующей прокатки
АН-M23A	AlF ₃ -CaF ₂ -Mg F ₂ -B	Сварка медно-никелевых сплавов
АН-M25A	Cu ₂ O-Sn	Сварка латуней

плавленные флюсы даже при тщательном соблюдении всех технологических рекомендаций (сушка флюса, зачистка и обезжиривание свариваемых кромок, соответствующая подготовка электродной проволоки и др.) не обеспечивают требуемой плотности швов.

Как показали исследования, наиболее эффективной мерой предупреждения пористости швов при сварке меди оказалось использование низкремнистого марганцевого флюса сухой грануляции повышенной степени окисленности [3]. Новый флюс марки АН-M13 обеспечивает получение вакуумно-плотных швов при изготовлении изложниц кристаллизаторов для печей ВДП и ЭШП.

Благодаря созданию легкоплавкого флюса АН-M10 на основе фторидных соединений щелочно-земельных металлов впервые в мировой практике успешно осуществлена электрошлаковая сварка меди больших толщин применительно к изготовлению бандажей кристаллизаторов установок непрерывного литья и прокатки катанки из цветных металлов, а также токоподводов из толстостенных компактных сечений [2].

Для повышения качества швов и эффективности использования тепла дуги, а следовательно, и производительности процесса сварки ТИГ меди и ее сплавов разработаны специальные флюсы-пасты на основе галогенидов щелочных и щелочно-земельных металлов (табл. 5).

К достоинствам АТИГ-процесса сварки меди следует отнести также возможность металлургического воздействия на сварочную ванну с минимальным легированием шва, благодаря чему сварные соединения по теплофизическим свойствам оказываются близки к основному металлу. С применением флюсов-паст могут быть значительно расширены технологические возможности сварки ТИГ — увеличен диапазон толщин, свариваемых за один проход, повышена скорость сварки [2, 10].

Таким образом, разработанные сварочные материалы и усовершенствованные технологические процессы сварки и наплавки меди и сплавов

на ее основе позволили существенно улучшить качество свариваемых и наплавляемых изделий, достичь требуемого уровня эксплуатационных свойств сварных соединений и наплавленного металла, а также обеспечить дальнейшее освоение механизированных процессов сварки и наплавки этих материалов.

1. *Сварка и наплавка меди и сплавов на ее основе* / Сост.: В. М. Илюшенко, Е. П. Лукьянченко. — Киев: Междунар. ассоциация «Сварка», 2013. — 396 с.
2. *Илюшенко В. М., Аношин В. А.* Прогрессивные методы сварки меди и ее низколегированных сплавов (Обзор) // Автомат. сварка. — 1994. — № 5/6. — С. 38–40.
3. *Илюшенко В. М., Аношин В. А.* Опыт применения новых сварочных материалов для сварки и наплавки меди и ее сплавов // Сб. докл. I Междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ «Состояние и перспективы развития сварочных материалов в странах СНГ». — М., 1998. — С. 138–140.
4. *Новые электродные материалы для дуговой сварки меди* / В. А. Аношин, Ю. И. Костенко, А. К. Николаев, И. Е. Егоров // Прогрессивные методы сварки и наплавки тяжелых цветных металлов и сплавов. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1982. — С. 13–22.
5. *Разработка низколегированных проволок для сварки меди в среде защитных газов* / В. М. Илюшенко, В. А. Аношин, Ю. И. Костенко и др. // Актуальные проблемы сварки цветных металлов. — Киев: Наук. думка, 1985. — С. 340–344.
6. *Николаев А. К., Костин С. А.* Медь и жаропрочные сплавы: Энциклопедический терминологический словарь. — М.: Изд-во ДПК Пресс, 2012. — 715 с.
7. *Разработка порошковых проволок для сварки и наплавки алюминиевых бронз* / В. М. Илюшенко, В. А. Аношин, А. Н. Бондаренко, Т. Б. Майданчук // Сб. докл. V Междунар. конф. «Сварочные материалы. Технологии. Производство. Качество. Конкурентоспособность». — Киев, 2010. — С. 40–42.
8. *Разработка электродных материалов для сварки и наплавки сложнелегированных бронз* / В. М. Илюшенко, В. А. Аношин, А. Н. Бондаренко и др. // Сб. тез. стенд. докл. Междунар. конф. «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее». — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2013. — С. 72–73.
9. *Корчемный В. В., Скорина Н. В., Аношин В. А.* Разработка электродов для сварки и наплавки алюминиевых бронз // Автомат. сварка. — 2007. — № 8. — С. 38–40.
10. *Илюшенко В. М., Лукьянченко Е. П.* Разработка флюсов-паст для сварки меди и некоторых ее сплавов / Сб. докл. I Международ. конф. по сварочным материалам стран СНГ «Состояние и перспективы развития сварочных материалов в странах СНГ». — М., 1998. — С. 146–148.

Поступила в редакцию 15.04.2014

ОЦЕНКА ПРИГОДНОСТИ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ ТИПА Св-10ГН1МА ПРОИЗВОДСТВА ФИРМЫ ЭСАБ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБОРУДОВАНИЯ АЭС

И. М. ЛИВШИЦ

ООО «Ижорские сварочные материалы». РФ, г. Санкт-Петербург, г. Колпино, просп. Ленина, 1.

E-mail: iosif.Livshits@omzglobal.com

С целью увеличения ресурса вводимых блоков АЭС ужесточаются требования к сварным соединениям оборудования из стали 10ГН2МФА, в частности по ограничению вредных примесей в металле шва. Выполнена оценка проволоки типа Св-10ГН1МФ производства фирмы ЭСАБ на предмет пригодности ее при производстве отмеченного оборудования. Комплексная оценка химического состава наплавленного металла, механических свойств металла шва после соответствующей термообработки, радиографический контроль соединений, определение критической температуры хрупкости позволили рекомендовать проволоку для применения в атомном машиностроении. Табл. 4.

Ключевые слова: дуговая сварка, энергетическое оборудование, увеличение ресурса, требования к сварным соединениям, сварочная проволока, испытания, рекомендации

Для сварки конструкций атомных энергетических установок из стали марки 10ГН2МФА в соответствии с действующими нормативными документами должна применяться сварочная проволока марки 10ГН1МА, поставляемая по ТУ 14-1-1549–76. Изготовителями этой проволоки являлись российские предприятия ОАО «Серп и Молот», г. Москва (в настоящее время предприятие не работает), ОАО «Электросталь», г. Электросталь Московской обл. и ОАО «Ижсталь», г. Ижевск.

В связи с необходимостью увеличения ресурса и срока службы вновь вводимых блоков АЭС до 60 лет к сварным соединениям стали предъявлять повышенные требования по содержанию вредных примесей, не только таких как сера, фосфор, но и ряда других, в частности кобальта, меди, мышьяка, олова, сурьмы, ванадия, ниобия и др.

Для обеспечения этих требований в ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» разработаны специальные технические условия на проволоку Св-10ГН1МА с учетом всех ограничений по химическому составу.

Российские предприятия по ряду причин не в состоянии обеспечить изготовление проволоки Св-10ГН1МА с учетом значительного ужесточения требований по содержанию вредных примесей, так как цена на такую проволоку возрастает в несколько раз. Поэтому ее использование становилось экономически нецелесообразно.

К решению этой задачи подключилась в инициативном порядке фирма ЭСАБ, на одном из своих предприятий изготавливающая проволоку типа Св-10ГН1МА с учетом всех ограничений и достаточно приемлемой ценой.

Требования нормативной документации по химическому составу проволоки и фактический химический состав изготовленной проволоки приведены в табл. 1.

В соответствии с действующей в РФ нормативной документацией применение сварочных материалов импортного производства для изготовления оборудования АЭС возможно только после получения решения. Для оформления такого решения требуется выполнить ряд процедур, включая проведение испытаний сварного соединения (определение химического состава наплавленного металла и механических свойств металла шва).

С этой целью в ООО «Ижорские сварочные материалы» проведены соответствующие испытания. Для испытаний использовались:

– сварочная проволока Св-10ГН1МА диаметром 4,0 мм, плавка 382418, производства ООО «ЭСАБ»;

– плавленный флюс ФЦ-16 производства ООО «Ижорские сварочные материалы».

В качестве основного металла применяли пластины из стали ВСт.3сп размером 700×150×30 мм с предварительной наплавкой кромок электродами ПТ-30, имитирующей сталь 10ГН2МФА.

Испытания проводились в следующем объеме.

1. Определение химического состава наплавленного металла.

Для определения химического состава наплавленного металла контролируемым сочетанием сварочных материалов была выполнена 8-слойная наплавка на пластину из стали ВСт.3сп. Химический состав определяли рентгенофлюоресцентным методом на приборе ARL-1600.

Таблица 1. Химический состав проволоки 10ГН1МА, мас. %

Источник	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P
ТУ 14-1-1549-76	0,08... 0,12	0,15... 0,35	1,10... 1,50	≤ 0,3	1,60... 1,80	0,60... 0,75	-	≤ 0,020	≤ 0,020
ТУ 2730.09.033-2012	0,08... 0,12	0,15... 0,30	1,10... 1,40	-»-	1,50... 1,80	0,60... 0,75	≤ 0,02	≤ 0,010	≤ 0,010
ТУ 2730.09.045-2013	0,08... 0,12	0,15... 0,30	1,10... 1,40	-»-	1,50... 1,80	0,60... 0,75	≤ 0,02	≤ 0,010	≤ 0,010
Плавка 382418	0,102	0,24	1,27	0,12	1,65	0,65	≤ 0,09	≤ 0,0015	≤ 0,007
Продолжение табл. 1									
Источник	N	Nb	Ti	Cu	As	Sb	Co	Sn	Al
ТУ 14-1-1549-76	-	-	-	-	-	-	-	-	-
ТУ 2730.09.033-2012	≤ 0,010	≤ 0,02	≤ 0,05	≤ 0,06	≤ 0,020	≤ 0,005	≤ 0,02	≤ 0,005	≤ 0,05
ТУ 2730.09.045-2013	≤ 0,010	≤ 0,02	≤ 0,02	≤ 0,06	≤ 0,020	≤ 0,005	≤ 0,02	≤ 0,005	≤ 0,02
Плавка 382418	≤ 0,007	≤ 0,005	≤ 0,001	≤ 0,040	≤ 0,003	≤ 0,002	≤ 0,011	≤ 0,005	≤ 0,013

Таблица 2. Результаты испытаний на статическое растяжение металла шва

Маркировка образцов	Температура испытаний, °C	Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести условный, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %
175П-1	+ 20	610	495	26,0	71
		600	490	24,5	71
	+ 350	560	430	18,5	64
		570	425	21,5	65
175П-2	+ 20	600	475	28,0	70
		600	480	28,0	73
	+ 350	550	400	26,0	66
		550	410	23,0	66
Требования ПН АЭ Г-7-010-89 (не менее)	+ 20	539	343	16	55
	+ 350	490	294	14	50

Результаты определения химического состава наплавленного металла приведены в табл. 1.

2. Определение механических свойств металла шва после термической обработки для режимов:

а) отпуск при температуре 650 + 10 °C с выдержкой 9...10 ч (маркировка 175П-1);

б) отпуск при температуре 620 + 10 °C с выдержкой 5...6 ч + отпуск при температуре 650 + 10 °C с выдержкой 36...38 ч (маркировка 175П-2).

Выполненные сварные соединения были подвергнуты визуальному, измерительному и радиографическому контролю. Результаты контроля положительные. Для определения механических свойств металла шва были изготовлены образцы:

– типа II по ГОСТ 6996-66 для испытаний на статическое растяжение при + 20 и + 350 °C;

– типа IX по ГОСТ 6996-66 для испытаний на ударный изгиб и подтверждения критической температуры хрупкости.

Результаты определения механических свойств металла шва на статическое растяжение приведены в табл. 2, а на подтверждение критической температуры хрупкости в табл. 3.

В соответствии с требованиями нормативной документации для сочетания сварочная проволока Св-10ГН1МА + флюс ФЦ-16 установлены

Таблица 3. Результаты испытаний на подтверждение критической температуры хрупкости металла шва

Маркировка образцов	Температура испытаний, °C	Ударная вязкость КСV, Дж/см²	Процент вязкой составляющей, %
175П-1 ($T_{к0} \leq 15^\circ\text{C}$)	+ 15	167...219	94...95
	+ 45	176...225	100
175П-1 ($T_{к0} \leq 10^\circ\text{C}$)	- 10	125...156	62...81
	+ 20	174...210	94...97
175П-1 ($T_{к0} \leq 15^\circ\text{C}$)	+ 15	147...183	76...92
	+ 45	166...228	88...100
175П-1 ($T_{к0} \leq 10^\circ\text{C}$)	- 10	100...168	56...76
	+ 20	135...181	78...90

два значения критической температуры хрупкости ($T_{к0}$) в зависимости от условий эксплуатации конструкции + 15 и - 10 °C. Подтверждение $T_{к0}$ проводится по специальной методике, когда определяется ударная вязкость при подтверждаемой температуре (+ 15 и - 10 °C) и при температуре на 30° выше подтверждаемой, т. е. при + 45 и + 20 °C. В зависимости от полученных результатов и значения предела текучести металла шва подтверждается или не подтверждается $T_{к0}$.

Таблица 4. Результаты испытаний на ударный изгиб металла шва

Маркировка образцов	Температура испытаний, °С	Ударная вязкость KCV , Дж/см ²	Процент вязкой составляющей, %
175П-1 ($T_{K0} \leq -40^\circ\text{C}$)	10	157...181	77...91
	0	123...168	70...94
	-20	127...140	72...81
	-30	95...111	55...59
	-40	68...96	44...48
175П-2 ($T_{K0} \leq -40^\circ\text{C}$)	10	142...196	74...83
	0	117...152	62...77
	-20	84...125	52...63
	-30	77...113	47...59
	-40	43...87	34...48

Кроме процедуры подтверждения имеется методика определения T_{K0} , когда для определения температуры при которой происходит переход от

вязкого к хрупкому разрушению, проводятся испытания ударной вязкости металла шва в широком интервале температур от + 50 до - 100 °С.

Полученные результаты испытаний подтвердили полное соответствие требованиям нормативной документации по химическому составу наплавленного металла и механическим свойствам металла шва (табл. 4).

По результатам испытаний получено подтверждение критической температуры хрупкости $T_{K0} \leq -40^\circ\text{C}$. Для определения критической температуры хрупкости необходимо проводить испытания при более низкой температуре. Однако из-за отсутствия необходимого количества образцов испытания были остановлены.

Таким образом, сварочная проволока Св-10ГН1МА, поставленная фирмой ЭСАБ, полностью соответствует требованиям национальных стандартов, применяемых в атомном энергетическом машиностроении и может быть допущена для сварки оборудования АЭС.

Поступила в редакцию 15.04.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com



Журнал «Автоматическая сварка» издается с 1948 г. 12 выпусков в год, ISSN 005-111X. Один из наиболее авторитетных и популярных журналов, издаваемых в СНГ, в области сварки и родственных процессов.

Журнал «The Paton Welding Journal» издается с 2000 г. 12 выпусков в год, ISSN 0957-798X. Полный перевод журнала «Автоматическая сварка» на английский язык.



Журнал «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» издается с 1985 г. 4 выпуска в год, ISSN 0235-3474. В журнале публикуются статьи по технической диагностике сооружений, конструкций и машин, а также по всем методам неразрушающего контроля. Журнал переиздается в полном объеме на английском языке под названием «Technical Diagnostics and Non-Destructive Testing» издательством «Cambridge International Science Publishing», Великобритания.



Журнал «Современная электрометаллургия» издается с 1989 г. 4 выпуска в год, ISSN 0235-3474. Журнал не имеет аналогов в СНГ. Журнал включает разделы: электрошлаковый переплав, электронно-лучевые процессы, плазменно-дуговые процессы, вакуумно-индукционная плавка, общие вопросы металлургии, новые материалы. Журнал переиздается в полном объеме на английском языке под названием «Advances in Electrometallurgy» издательством «Cambridge International Science Publishing», Великобритания.

Подписка по каталогам подписных агентств, а так же через редакцию журналов и сайт издательства.

ФЛЮС ДЛЯ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ОТДЕЛИМОСТЬ ШЛАКОВОГО ПОКРЫТИЯ

Н. М. СТРЕЛЕНКО¹, Л. А. ЖДАНОВ¹, И. А. ГОНЧАРОВ²

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

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

В результате анализа механизмов отделимости шлаковой корки с поверхности металла шва показано, что основное влияние на этот процесс оказывают шпинели на межфазной границе шлак–металл и их срастание. На основе анализа структуры шпинелей и шлакового расплава установлено, что для исключения образования шпинелей на межфазной границе и срастания металла и шлака необходимо присутствие в расплаве шлака структурного элемента с конфигурацией структуры связей, отличной от тетра- и октаэдрической и не способного к образованию шпинелей. Установлено, что исключение формирования шпинелей при обеспечении необходимых сварочно-технологических свойств флюса шлаковой системы $\text{SiO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--MgO--CaF}_2$ может быть достигнуто при введении в состав флюса оксида циркония в количестве 3,5...5,5 %. Разработан флюс, обеспечивающий самопроизвольную отделимость шлакового покрытия при высоких температурах. Библиогр. 13, рис. 6.

Ключевые слова: электродуговая наплавка под слоем флюса, высокотемпературная отделимость шлакового покрытия, межфазная граница взаимодействия металл–шлак, комплексные соединения оксидов, шпинели, оксид циркония, шлаковые системы

Процесс электродуговой наплавки под слоем флюса является одним из наиболее распространенных способов восстановления деталей металлургического, горнодобывающего, машиностроительного оборудования сельскохозяйственных машин, автомобильного транспорта. Наплавкой можно нарастить слой практически любой толщины, различного химического состава и физико-механических свойств, используя оптимальную комбинацию присадочных материалов проволока–флюс. При восстановлении деталей наибольшее применение получили флюсы общего назначения АН-348А, ОСЦ-45, АН-60, АН-47 и специализированные флюсы АН-20, АН-28, АН-26, АН-44. Наплавкой под слоем флюса восстанавливают детали, имеющие плоские и цилиндрические поверхности, в том числе сложной конфигурации, обычно с достаточным большим износом (до 3...5 мм). При этом обычно наплавка проводится с частичным или полным перекрытием наплавленного слоя.

Исходя из специфики используемых материалов, технологию наплавки необходимо проводить в многопроходном, непрерывном режиме, а в ряде случаев с предварительным подогревом. Это обуславливает жесткие требования по отделимости шлакового покрытия с поверхности наплавленного шва в области повышенных температур. Выпускаемые промышленностью в настоящее время флюсы не удовлетворяют данному условию.

Поэтому целью данной работы были: оценка факторов и детализация механизма, определяющего и обеспечивающего процесс высокотемпературной отделимости шлака; формирование шлаковой системы и оптимизация состава флюса.

Отделимость шлакового покрытия с поверхности металла шва может быть обеспечена за счет [1–3]:

увеличения разности коэффициентов термического расширения (КТР), которые создают скалывающие усилия при охлаждении сварного соединения;

снижения окислительной способности шлака в жидком состоянии при его кристаллизации;

замедления процессов хемосорбции на межфазной границе шлак–металл за счет увеличения поверхностного и межфазного натяжения, что тормозит процесс срастывания металла и шлака.

Окислительная способность шлака при кристаллизации и процессы хемосорбции вызывают образование химических соединений типа шпинелей, которые могут прочно удерживать шлаковое покрытие на поверхности металла шва. Даже в случае значительного отличия коэффициентов линейного расширения при самопроизвольном отделении шлаковой корки на металле остаются тонкие стекловидные слои твердого шлака, прочно связанные с металлом. Их удаление требует дополнительных усилий, так как они будут мешать дальнейшим технологическим операциям.

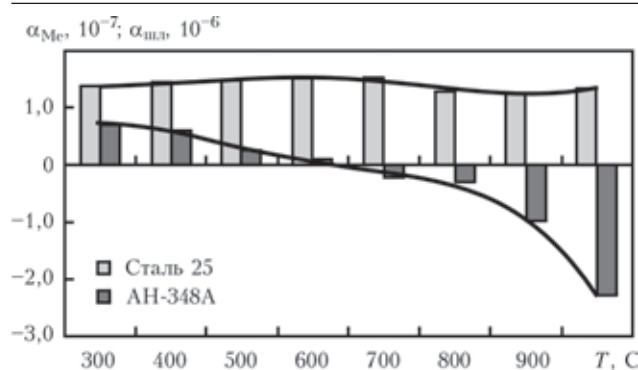


Рис. 1. Зависимость КТР при охлаждении шлака ($\alpha_{\text{шл}}$) [5] и металла (α_{Me}) [6]

Влияние КТР на высокотемпературную отделимость шлака в общем случае неоднозначно. В работе [4] представлена термограмма дилатометрии сварочных шлаков в процессе нагрева и охлаждения. Проведенная нами обработка данных для флюса АН-348А показала, что при нагреве шлаковой корки после температуры 870 °C наблюдается уменьшение величины КТР, которая даже становится отрицательной. Связано это, по-видимому, с разрушением химических связей в структурных составляющих цепочечного силиката, которое сопровождается их разложением на более простые минеральные соединения. В результате структура материала упорядочивается и упрощается с переходом системы в более стабильное состояние, что характерно для образования пироксеновой структуры. Понятно, что основной интерес представляет изменение КТР при охлаждении шлака. Данные, представленные на рис. 1, показывают, что в отличие от металла, где КТР имеет одинаковый знак величины расширения при увеличении температуры, с некоторым максимумом в области температур 500...700 °C, КТР для флюсов характеризуются изменением знака. При остыва-

нии шлак удлиняется и, в результате, в области температур 600...700 °C значения КТР находятся в районе нуля. После этого КТР шлака начинает возрастать и достигает своего максимума после 200 °C. Приведенные данные показывают, что максимальная разность в КТР наблюдается именно в высокотемпературной области, а при снижении температуры разность в КТР металла и шлака уменьшается. В то же время отделимость шлаковой корки для флюса АН-348 А наблюдается только после остывания шлака. Необходимо отметить, что значения КТР для металла и шлака отличаются почти на порядок. Приведенные данные позволяют сделать вывод, что разность КТР металла и шлака не оказывает определяющего влияния на процессы отделимости шлакового покрытия в области высоких температур.

К другим факторам, влияющим на процесс отделимости шлака, относится также его окислительная способность на межфазной границе шлак–металл в условиях, когда шлак находится в твердом или твердо-жидком состоянии и формирует сварной шов. При этом могут активно протекать процессы хемосорбции на границе шлак–металл с образованием комплексных соединений, удерживающих шлак на поверхности металла. Вопросы, связанные с образованием шпинелей, инициатором которых является металл шва, и достраивание решетки окисленной поверхности изучены довольно подробно [2–4]. Данных по влиянию комплексообразующих элементов в составе флюса и его окислительной способности на процессы шпинелеобразования в литературе недостаточно. Для исследования этого вопроса нами были изготовлены специальные «короткие» флюсы на базе шлаковой системы $\text{TiO}_2\text{--MgO--MnO--SiO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ с повышенным содержанием оксидов титана и магния: TiO_2 — 40 и 30 %, MgO — 17 и 32 %. Флюсы ДФК-2 и ДФК-3 являются высокотитанистыми, «короткими» и имеют чрезвычайно узкий интервал кристаллизации. Температура плавления флюса ДФК-2 1380 °C при вязкости 0,45 Па·с, а у флюса ДФК-3 температурный интервал кристаллизации при вязкости 0,9...0,5 Па·с соответственно 1400...1500 °C. Выбор высокотитанистых флюсов для уточнения вопроса о влиянии состава флюса на комплексообразование на границе шлак–металл обусловлен тем, что сам по себе титан является элементом, на основе которого могут строиться шпинели, а изменение концентрации оксида магния должно регулировать окислительную способность флюса.

Результаты исследования поверхности металла шва и шлаковой корки показывают наличие макрообразований на поверхности металла шва, отпечатки которых присутствуют на шлаковой корке

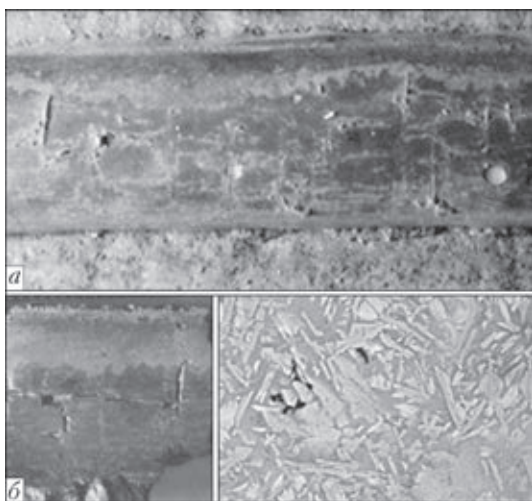


Рис. 2. Поверхность металла шва и шлаковой корки при наплавке под флюсом ДФК-2: а — макрошпинели на поверхности металла шва ($\times 2$); б — макро- и микроизображение шлаковой корки ($\times 1500$)

(рис. 2, а, б). Локальный химический анализ шлаковой корки показал, что эти образования являются макрошпинелями, которые формируются на основе микрошпинелей титана (53...69 %) и марганца (20...23 %) [7].

Учитывая высокую кристаллизационную способность титанистых шлаков, наличие макрошпинелей на поверхности металла шва для флюса с повышенным содержанием оксида титана (флюс ДФК-2), их связь с процессом образования микрошпинелей на поверхности шлака, а также изменившийся характер сцепления шлака с металлом, при увеличении в составе флюса оксида магния (флюс ДФК-3, рис. 3, а, б) можно допустить, что введение в состав флюса компонентов, которые снижают окислительную способность поверхности шлака во время его кристаллизации и после затвердения шлака, должно резко снизить возможность образования шпинелеподобных образований на межфазной границе шлак–металл и предотвратить образование срастания шлакового покрытия с окисленной поверхностью металла шва.

Шпинели отличаются общими структурными формулами $Me^{2+}[Me^{3+}]O_4$ и $Me^{3+}[Me^{2+}Me^{3+}]O_4$, где Me^{2+} это Mg^{2+} , Zn^{2+} , Mn^{2+} , Fe^{2+} , Ni^{2+} , Co^{2+} ; Me^{3+} это Al^{3+} , Mn^{3+} , Fe^{3+} , V^{3+} , Cr^{3+} , Ti^{4+} ; [] – ионы в октаэдрических пустотах. Шпинели кристаллизуются в кубической системе, образуя в основном октаэдрические кристаллы. В элементарной ячейке структуры шпинели 32 аниона кислорода образуют плотнейшую кубическую упаковку с 64 тетраэдрическими пустотами (катионами занято 8) и 32 октаэдрическими (катионами занято 16).

Шлаковые расплавы согласно полимерной теории строения шлаков [8, 9] представляют собой плотно упакованные ионные расплавы, где ионы кислорода встречаются в двух типах пустот: тетраэдрических и октаэдрических. Тетраэдрические пустоты заняты катионами Si^{4+} , Ti^{4+} и частично Al^{3+} , Fe^{3+} . Эти элементы находятся в четверной координации по кислороду и являются комплексообразователями. Октаэдрические пустоты заняты катионами Ca^{2+} , Mg^{2+} , Mn^{2+} , Fe^{2+} и частично Al^{3+} , Fe^{3+} , Ti^{3+} , Ti^{4+} , Ti^{6+} . Эти элементы находятся в шестерной координации и не образуют комплексов. Очевидно, что присутствие катионов общего знака в шлаке и металле приводит к появлению шпинелей.

Для исключения образования шпинелей между металлом и шлаком и исключения их срастания необходимо присутствие в расплаве шлака элемента, который не образует шпинели, имеет повышенное сродство к кислороду при температурах, характерных для процесса кристаллизации шлакового расплава, образует прочные химические сое-

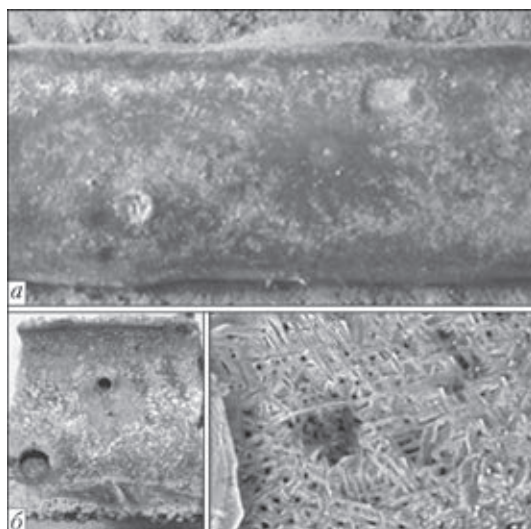


Рис. 3. Поверхность металла шва и шлаковой корки при наплавке под флюсом ДФК-3: а — следы срастания поверхности металла шва и шлак (×2); б — макро- и микроизображение шлаковой корки (×1500)

динения, а конфигурация структуры связей в комплексах отличается от тетра- и октаэдрической. Одним из таких элементов является оксид циркония, который при условии реализации максимального координационного числа по кислороду (восемь), образует высокотемпературную кубическую модификацию [10]. Данная модификация сохраняется при взаимодействии с катионами, имеющими степень окисленности, которая отличается от катиона Zr^{4+} , т. е. от всех шпинелеобразующих элементов.

Изменение фазового состава диоксида циркония начинается с температуры 900 °С, при которой наблюдается уменьшение доли моноклинной фазы, при температуре 1050 °С происходит фазовый моноклинно-тетрагональный переход и уже при температуре 1100 °С фазовый состав полностью определяется метастабильным тетрагональным ZrO_2 . От 2300 °С до точки плавления 2715 °С он переходит в нестабильную кубическую. Оксиды CaO и MgO оказывают стабилизирующие свойства на высокотемпературную модификацию ZrO_2 , которые частично теряют данное свойство при наличии Al_2O_3 [11]. Введение оксида циркония в расплав шлака изменяет не только его окислительную способность, но и физические свойства. При этом с одной стороны необходимо исключить образование тугоплавких шлаков, что связано с возможностью оксида циркония встраиваться в силикатную, полимерную матрицу и равномерно распределяясь в ней, модифицировать ее (размер кристаллитов ZrO_2 7...19 нм) [12], а с другой — обеспечить снижение окислительного потенциала на границе шлак–металл. Для реализации предложенного механизма управления шпинелеобразованием и разработки флюса для электродуговой наплавки, который обеспечит вы-

сокотемпературную отделимость шлакового покрытия нами была выбрана традиционная шлаковая система $\text{SiO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--MgO--CaF}_2$, для которой установлены следующие концентрации компонентов: 20; 28; 18; 14 % с добавками 4 % TiO_2 и MnO . Изготовлены семь опытных агломерированных флюсов с изменяющимся содержанием ZrO_2 от 0 до 15 %, которые получили маркировку: ДФЗг; ДФЗг-1,5; ДФЗг-2,5; ДФЗг-3,5; ДФЗг-5,5; ДФЗг-10; ДФЗг-15. Соотношение концентраций компонентов во флюсах корректировалось за счет основных составляющих.

Под флюсами серии ДФЗг проводилась многослойная наплавка на образцы из стали ВСт.3сп проволокой Св-08Г1НМА диаметром 4 мм. При возможности наплавку выполняли в непрерывном режиме с фиксированием температуры отделения шлака, которую проводили с помощью инфракрасного бесконтактного термометра марки Fione 506 ip. Оценку отделимости проводили по пятибалльной шкале дифференциальным методом [13].

В результате установлена самопроизвольная отделимость шлакового покрытия для флюсов ДФЗг-3,5, ДФЗг-5,5 в пятом слое при температуре 600...700 °С. На флюсах ДФЗг, ДФЗг-10, ДФЗг-15 непрерывный процесс наплавки провести не удалось. Для флюса ДФЗг для отделения шлаковой корки требуется значительное механическое усилие, флюсы ДФЗг-10 и ДФЗг-15 не обеспечивали качественного формирования металла шва и, как следствие, шлак заклинивало, для отделения корки требовалось дополнительное механическое воздействие. Обобщенные результаты по отделимости представлены на рис. 4. Температурные зависимости вязкости сварочных флюсов серии ДФЗг, полученные ротационным методом (рис. 5), позволяют объяснить ухудшение фор-

мирования шва при возрастании в составе флюса оксида циркония, значительным увеличением тугоплавкости шлаков. Для флюсов, содержащих 2,5...5,5 % циркония, политермы вязкости находятся в одном диапазоне значений. Темп нарастания вязкости для этих шлаков несколько выше, чем для флюса ДФЗг, что положительно сказывается на их формирующих способностях. Обращает на себя внимание то, что флюсы ДФЗг-2,5, ДФЗг-3,5 имеют вязкость 0,13 и 0,16 Па·с соответственно при 1460 °С, а ДФЗг-5,5 — 0,06 Па·с. Это свидетельствует о неоднозначном влиянии оксида циркония на структурные образования в шлаковом расплаве.

Локальный химический анализ шлаковой корки показал, что ее основой (точки 3 и 4, рис. 6, а) являются полимеры состава, мас. %: 24...27 SiO_2 , 17...19 TiO_2 , 20...25 CaO , 9...11 Al_2O_3 с добавлением оксидов 11...13 MnO , 3...4 MgO . Наблюдающиеся образования (точки 1 и 2, рис. 6, а) являются шпинелями на основе оксида железа, мас. %: 67...69 FeO с 6...14 MnO , 4...8 TiO_2 ; 4...12 CaO ; 1...7 MgO , 8...31 Al_2O_3 , 5...7 SiO_2 . Приведенный состав локальных образований и основы шлаковой корки показывают, что между шлаком и металлом образуются шпинели. Кроме того, основа шлаковой корки является неравномерной (рис. 6, а), а поверхностный слой обогащен TiO_2 , CaO и MnO , что также свидетельствует о процессах срастания шлака и металла. Именно эти факторы являются причиной неудовлетворительной отделимости (рис. 4). Добавление во флюс ZrO_2 изменяет структуру шлаковой корки (рис. 6, б, в). При содержании 3,5 % ZrO_2 на поверхности шлаковой корки наблюдаются ярко выраженные отдельные образования белого цвета, которые являются со-

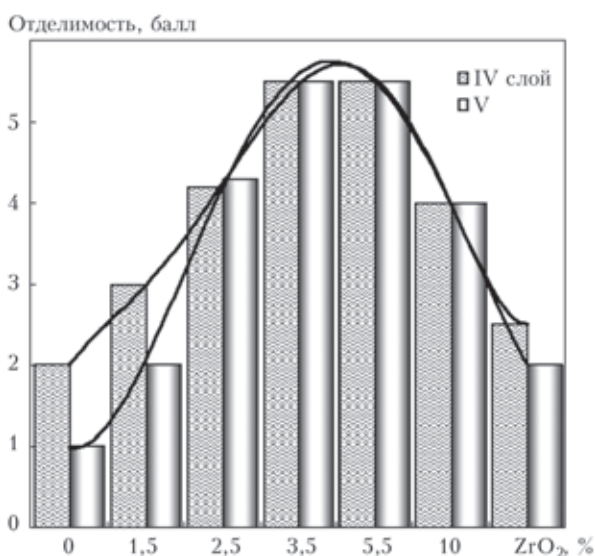


Рис. 4. Зависимость отделимости шлакового покрытия флюсов серии ДФЗг в четвертом и пятом слое

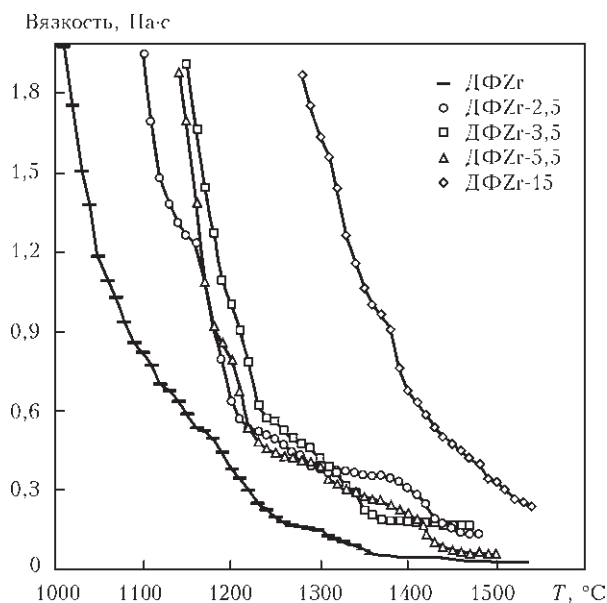


Рис. 5. Зависимость вязкости флюсов серии ДФЗг от температуры

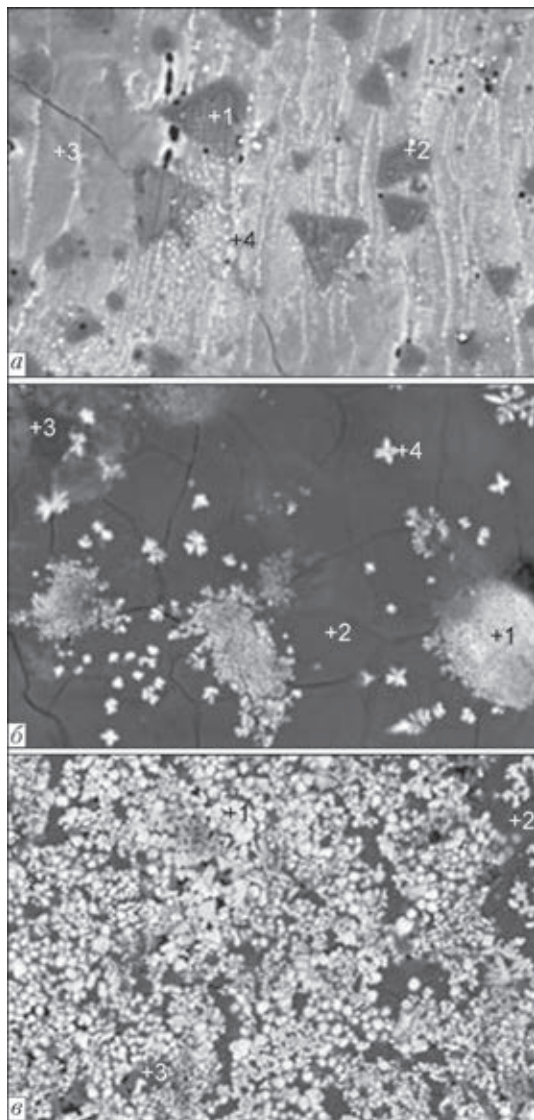


Рис. 6. Микроструктура поверхности шлаковой корки, полученной на растровом электронном микроскопе ($\times 1500$): а — флюс ДФЗг; б — ДФЗг-3,5; в — ДФЗг-15

единениями на основе оксида циркония (химический состав в точках 1, 4 рис. 6, б, мас. %: 57...67 ZrO_2 , 6...10 SiO_2 , 8...13 CaO , 5 TiO_2 , 5...7 MnO , 3...4 Al_2O_3 . Основа шлаковой корки (точки 2, 3) представляет собой монолитную, гладкую структуру с микротрещинами, мас. %: 19...21 SiO_2 , 7...12 TiO_2 , 25...49 CaO , 4...10 Al_2O_3 , 13...30 MnO , 4...8 ZrO_2 . Исходя из состава имеющихся на поверхности шлаковой корки образований и внешнего вида микроизображения основы поверхности шлака, видно, что шпинелей и срастания шлаковой корки с металлом шва не наблюдается. В результате обеспечивается самопроизвольная отделимость шлака, в том числе и при повышенных температурах (рис. 4). Наличие оксида циркония в составе основы флюса свидетельствует о частичном встраивании катиона циркония Zr^{4+} в полимерную сетку кремнистых анионов, в результате чего политерма вязкости перемещается в область более высоких температур.

Структура поверхности шлака с повышенным содержанием оксида циркония ДФЗг-15 полностью состоит из образований соединения циркония, которые располагаются на поверхности шлака, граничащего с металлом шва. Состав соединений циркония близок к описанным ранее структурам, мас. %: 62...72 ZrO_2 , 6...10 SiO_2 , 7...11 CaO , 3 TiO_2 , 6...7 MnO , 3...4 Al_2O_3 (точка 1 рис. 6, в). Состав основы (точки 2, 3 рис. 6, в) также близок к основе флюса ДФЗг-3,5, мас. %: 20...23 SiO_2 , 9...10 TiO_2 , 19...24 CaO , 10...11 Al_2O_3 , 7...8 MnO , 13...26 ZrO_2 . Повышенное содержание оксида циркония в основе шлака, т. е. встраивание его в полимерный ионный каркас приводит к возрастанию температуры плавления флюса, шлак становится более тугоплавким, что негативно сказывается на его формирующих способностях при сварке. Поверхность шва становится неравномерной, что отрицательно сказывается на процессах шлакоотделения.

В результате в качестве базового состава флюса для проведения наплавочных работ с обеспечением высокотемпературной отделимости шлакового покрытия могут быть рекомендованы опытные флюсы ДФЗг-3,5 и ДФЗг-5,5. На данный флюс разработаны и зарегистрированы технические условия (ТУ У 24.6-05416923-101:2011, флюс сварочный марки АНК-73).

Выводы

1. На основе анализа литературных данных определены возможные причины и механизм высокотемпературной отделимости шлаковой корки с поверхности металла шва. Показано, что в процессе остывания шлака максимальная разность в КТР наблюдается именно в высокотемпературной области, а при снижении температуры разность в КТР металла и шлака уменьшается.

2. Установлено, что самопроизвольная отделимость шлакового покрытия в области высоких температур может быть обеспечена только путем предупреждения шпинелеобразования на межфазной границе шлак–металл и отсутствии срастания шлака с поверхностью металла шва.

3. На основе анализа структуры шпинелей и шлакового расплава с точки зрения полимерной теории строения шлака показано, что для исключения образования шпинелей на межфазной границе, развития процессов срастания металла и шлака необходимо присутствие в расплаве шлака структурного элемента, имеющего повышенное сродство к кислороду, не способного к образованию шпинелей, конфигурация структуры связей которого была бы отличной от тетра- и октаэдрической.

4. Показано, что в состав флюсов для обеспечения высокотемпературной отделимости шлаковой корки целесообразно вводить оксид циркония. Изучение микроструктуры и локального химического анализа шлаковых корок флюсов системы $\text{SiO}_2\text{--Al}_2\text{O}_3\text{--MgO--CaF}_2$ с различной концентрацией ZrO_2 показало, что его введение в состав флюса в количестве 3,5...5,5 % исключает образование шпинелей и срастание шлаковой корки с металлом шва. Предложен флюс для электродуговой наплавки, гарантирующий высокотемпературную (до 600 °C) отделимость шлакового покрытия.

1. *Фізико-хімічні особливості відділення шлакової корки з поверхні металу шва та методологічна база способів оцінки* / Л. А. Жданов, Н. М. Стреленко, К. О. Зворикін, О. А. Сливінський // Технологические системы. – 2010. – № 1. – С. 109–115.
2. *Механизм сцепления шлаковой корки с поверхностью шва* / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, В. И. Карманов, В. Г. Войткевич // Автомат. сварка. – 1974. – № 5. – С. 5–9.
3. *Моравецкий С. И. Отделимость шлаковой корки при дуговой сварке. Ч. 1. Механизм химического сцепления шлака с металлом шва* // Там же. – 2011. – № 1. – С. 32–36.
4. *Моравецкий С. И. Отделимость шлаковой корки при дуговой сварке. Ч. 2. Характер влияния основных факторов на отделимость шлаковой корки* // Там же. – 2011. – № 2. – С. 22–26.

5. *Исследование зависимости коэффициентов термического расширения металла шва и сварочных шлаков от температуры в диапазоне 100...1000 °C* / М. Н. Игнатов, А. М. Игнатова, С. В. Наумов, Е. Е. Корниенко // Обработка металлов. – 2012. – № 3(56). – С. 116–119.
6. *Марочник сталей и сплавов* / А. С. Зубченко, М. М. Колосков, Ю. В. Каширский и др. – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.
7. *Стреленко Н. М., Жданов Л. А. Особливості утворення шпинелей на міжфазній границі шлак–метал при електродуговому зварюванні під флюсом* // Вісн. Донбас. машинобуд. акад. – 2012. – № 3(28). – С. 260–263.
8. *Новиков В. К. Развитие полимерной модели силикатных расплавов* // Расплавы. – 1987. – 1, №. 6. – С. 21–33.
9. *Новиков В. К., Невидимов В. Н. Полимерная природа расплавленных шлаков.* – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2006. – 62 с.
10. *Оргел. Л. Введение в химию переходных металлов* / Пер. с англ. – М.: Мир, 1965. – 207 с.
11. *Пашикеев И. Ю. Взаимодействие ZrO_2 в расплавах системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2$ с добавками оксидов подгруппы лантана* // Вестн. Южно-Урал. гос. ун-та. – 2005. – № 3. – С. 92–95.
12. *Подденежный Е. Н., Бойко А. А. Классификация способов получения ультрадисперсных оксидных порошков (Обзор)* // Вестн. ГГТУ им. П. О. Сухого. – 2003. – № 1. – С. 21–28.
13. *РД 03-613-03. Порядок применения сварочных материалов при изготовлении, монтаже, ремонте и реконструкции технических устройств для опасных производственных объектов: Технологический регламент проведения аттестации сварочных материалов.* – М.: ПИО ОБТБ, 2003. – 25 с.

Поступила в редакцию 29.04.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com



МЕТАЛЛУРГИЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ И СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. – Киев: Академперидика, 2012. – 526 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 120 статей сотрудников отдела исследований физико-химических процессов в сварочной дуге Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, опубликованных ранее, преимущественно в журнале «Автоматическая сварка», которые обобщают полувековой опыт научно-исследовательской деятельности отдела. Представленные статьи охватывают широкий круг вопросов металлургии дуговой сварки плавлением и разработки сварочных материалов.

Сборник предназначен для широкого круга специалистов, занимающихся изучением металлургии дуговой сварки, разработкой сварочных материалов и технологий их производства.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ СТАРЕЙШЕГО ПРЕДПРИЯТИЯ ПО ПРОИЗВОДСТВУ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ

А. В. ЗАЛЕВСКИЙ¹, В. И. ГАЛИНИЧ¹, И. А. ГОНЧАРОВ¹, Н. Я. ОСИПОВ²,
В. И. НЕТЯГА², О. П. КИРИЧЕНКО²

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

² ЧАО «Запорожстеклофлюс». 69035, г. Запорожье, ул. Диагональная, 2. E-mail: contact@steklo.zp.ua

На ЧАО «Запорожстеклофлюс» освоена технология двухстадийной плавки флюса (дуплекс-процесса), при которой сначала в отдельном плавильном устройстве расплавляется шихта, а затем в другом осуществляется доводка расплава до готовности. Это позволило снизить содержание в расплаве вредных примесей: оксидов железа и серы в 2...3 раза, фосфора — в 4...6 раз, и тем самым улучшить качество флюса. Кроме того, расширена сырьевая база для производства плавящихся флюсов, что чрезвычайно важно в условиях ухудшения качества сырья. Дуплекс-процесс благодаря двойному рафинированию расплава флюсов практически решил проблему утилизации шлаковой корки, образующейся при сварке под флюсом. Освоено производство плавящихся полупродуктов, предназначенных для использования в шихте сварочных материалов: покрытых электродов, порошковых проволок и агломерированных флюсов. Библиогр. 5, табл. 1, рис. 1.

Ключевые слова: сварочные флюсы, дуплекс-процесс, рафинирование расплава, шлаковая основа, специальные плавящиеся продукты, силикат натрия

Сварка под флюсом является ведущим технологическим процессом при изготовлении крупногабаритных сварных металлоконструкций. Из четырех составляющих этого процесса — сварочного оборудования, основного металла, сварочной проволоки и флюса, высокое качество последнего и его сварочно-технологические возможности обеспечивают потребителю требуемые технико-экономические показатели сварки, а для производителя флюсов являются решающим фактором в сбыте своей продукции.

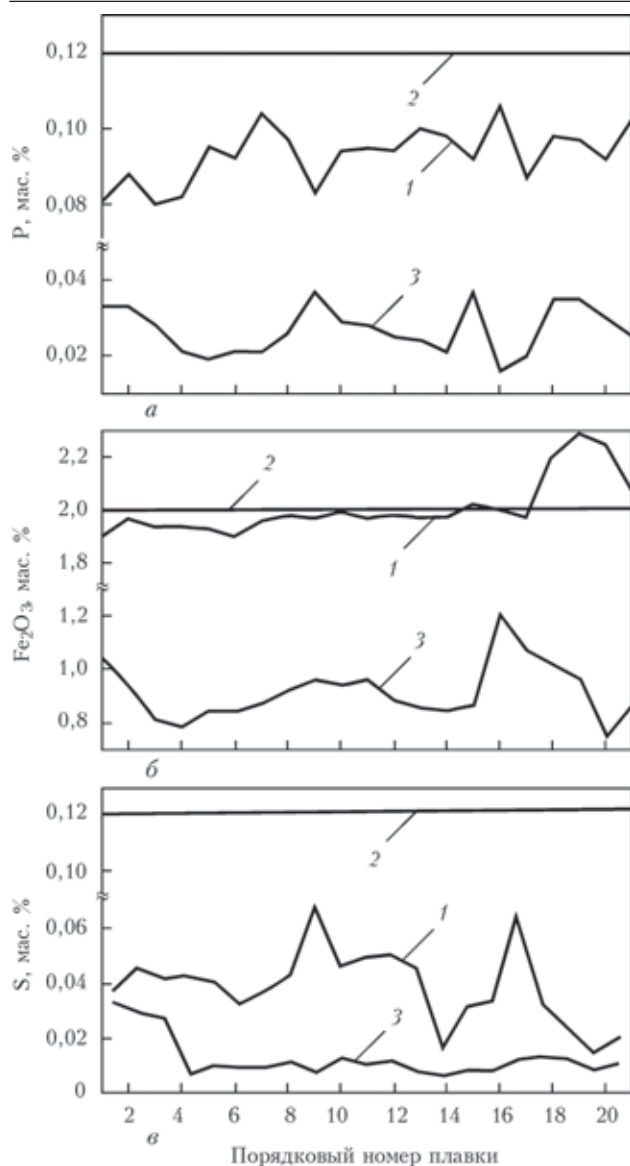
Однако традиционные технологии изготовления сварочных плавящихся флюсов — плавка в газопламенной или в электродуговой печах, уже с трудом справляются с этой задачей. Причины этого кроются не только в ухудшении качества традиционного сырья и возрастании требований к качеству сварных металлоконструкций, но и в самих технологиях — каждый переход при выплавке флюса с одной марки на другую или изменение качества шихтовых материалов определяет производительность флюсоплавильных печей, влияет на срок службы футеровки, обуславливает объем потребления энергоносителей, ведет, как правило, к дополнительным затратам на производство.

В последние годы резко повысились требования по ограничению содержания вредных примесей в сталях для ответственных сварных конструкций [1, 2]. Для обеспечения требуемых показателей качества сварных соединений необходимо ограничивать содержание этих примесей во флюсах. Термодинамический анализ пироме-

таллургических процессов, протекающих во флюсоплавильных печах, показал сложности одновременного снижения серы и фосфора в расплаве [3].

Появление двухстадийной плавки флюса (дуплекс-процесса) [4], при которой сначала в отдельном плавильном устройстве расплавляется шихта, а затем в другом осуществляется доводка расплава до готовности, позволяет не только снизить содержание оксидов железа, серы и фосфора в расплаве и улучшить таким образом качество флюса, но и расширить сырьевую базу производства плавящихся флюсов, что чрезвычайно важно в условиях ухудшения качества сырья. Кроме того, дуплекс-процесс благодаря двойному рафинированию расплава флюсов практически решил проблему утилизации шлаковой корки, образующейся при сварке под флюсом, что, таким образом, позволило уменьшить отрицательное влияние на окружающую среду. Так, с момента внедрения этой технологии (2000 г.) в рамках инновационного проекта технопарка ИЭС им. Е. О. Патона на ЧАО «Запорожстеклофлюс» было утилизировано 32279 т шлака производства силикомарганца и 31328 т шлаковой корки флюса АН-60 и агломерированных флюсов, использованных при производстве труб большого диаметра на Харцызском трубном заводе.

Разделение плавки флюса на две стадии дает определенные экономические преимущества — основные затраты тепла расходуются на разложение и плавление шихтовых материалов при относительно низких температурах, поэтому эко-



Статистические данные по изменению содержания фосфора (а), оксидов железа (б) и серы (в) в расплаве при плавке флюса АН-348-А традиционной технологией в газопламенной печи (1) и дуплекс-процессом (3); 2 — норма по ГОСТ 9087

номически целесообразно использовать для этой цели более дешевые энергоносители (угольную пыль, коксовый газ) вместо электроэнергии. Последняя используется только для повышения температуры расплава с целью его раскисления, удаления фосфора и оксидов железа и формирования при последующей грануляции требуемого пемзовидного строения зерен.

С металлургической точки зрения происходит принципиальное изменение в процессах рафинирования расплава — процесс десульфурации происходит отдельно от процесса дефосфорации. Такое двойное рафинирование позволяет провести более глубокую очистку расплава от вредных примесей — серы и оксидов железа в 2...3 раза, фосфора в 4...6 раз. Результаты исследований процесса рафинирования расплава флюса АН-348-А при традиционной технологии (в газопламенной печи) и дуплекс-процессом приведены на рисунке. Такие широкие технологические возможности дуплекс-процесса позволили расширить номенклатуру продукции ЧАО «Запорожстеклофлюс», в том числе приступить к выпуску пемзовидных и агломерированных флюсов, а также освоить производство материалов в качестве сырья для изготовления последних. Таким образом, производство агломерированных флюсов на этом предприятии осуществляется практически на собственной сырьевой базе. Например, для изготовления флюса АНКС-28 была выплавлена шлаковая основа из шихты, которая содержала традиционное сырье — шлак силикомарганца, плавиковый шпат, доломит, корку отработанного флюса и др. На основе этого флюса была разработана технология наплавки роликовых дорожек миксеров МП-350, которая при требуемом качестве дорожек (отсутствие трещин, твердость наплавленного слоя в пределах *HRC* 36-38) не требует термообработки наплавленного металла, повышает в 2 раза производительность наплавки, снижает на 30...40 % трудоемкость работ и расход электроэнергии.

В настоящее время на ЧАО «Запорожстеклофлюс» освоено промышленное производство новой продукции — специальных плавящихся продуктов, предназначенных для использования в шихте при производстве агломерированных флюсов, порошковых проволок и других сварочных материалов:

♦ марка MS представляет собой рафинированный марганцевый шлак (индекс основности по Бонишевскому менее 1,0);

♦ CS — шлак нейтрального типа с рафинирующими свойствами (индекс основности по Бонишевскому 1,1);

Химический состав плавящихся продуктов, мас. % (максимальные значения серы — 0,03 %, углерода — 0,1 %)

Тип	MnO, %	SiO ₂ , %	CaO, %	Al ₂ O ₃ , %	Fe ₂ O ₃ , %	MgO, %	CaF ₂ , %	TiO ₂ , %	P, %
MS	34-41	34-41	7-12	2-8	1,5 (max)	0,5...3,0	3,0...7,0	1,0 (max)	0,06 (max)
CS	6-8	34-38	19-23	12-15	1,5 (max)	11...15	6...10	4...7	0,07 (max)
AR	8-12	16-18	6-10	30-34	2,2 (max)	7 (max)	4-8	16-19	0,06 (max)

♦ AR — шлак алюминатно-рутилового типа с хорошими сварочно-технологическими свойствами (индекс основности по Бонишевскому 0,6).

Составы плавящихся продуктов приведены в таблице.

Предприятие имеет возможность изготовления плавящей шлаковой основы для агломерированных флюсов алюминатно-основного типа, например, аналогичной флюсам UV-309 Р или ОР-132. Завод, являясь самым крупным производителем силиката натрия (стеклоглыбы) в странах СНГ и Европы, налаживает современное производство жидкого стекла для нужд различных отраслей народного хозяйства — производства сварочных материалов, моющих средств, строительства.

Положительное влияние дуплекс-процесс оказывает также на сварочно-технологические свойства традиционных марок флюсов. Так, стандартный флюс марки АН-348-А с насыпной плотностью 0,9...1,1 г/см³ (марка флюса АН-348АП), изготовленный методом двойного рафинирования, испытан на ОАО «Ворд Билдинг Системс Украина» при сварке [5]:

♦ стыковых швов при изготовлении поясов главных балок для моста на скоростной автодороге Киев — Одесса из стали 09Г2СД толщиной 32 мм с Х-образной разделкой кромок проволокой марки Св-08ГА диаметром 4 мм;

♦ при сварке поясных швов двутавровых балок из тонколистовой стали 09Г2С проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм;

♦ при изготовлении балок из стали Ст3 толщиной 12 мм на автоматической линии «Conrak» фирмы «Lincoln» при одновременной сварке проволоки Св-08ГА диаметром 1,6 мм двух стыков в нижнем положении двумя дугами в одну ванну на каждый стык. Ранее для этой цели применялся керамический флюс Lincoln 780 фирмы «Lincoln Electric». Во всех вариантах сварки поры, трещины, подрезы и неровности на поверхности швов отсутствовали. При этом пемзовидный флюс АН-348АП обеспечивал самопроизвольную отделимость шлаковой корки на втором и последующих проходах, равномерное формирование металла шва с плавным переходом к основному металлу и «мелкочешуйчатую» поверхность серебристого цвета, однотонного по всей длине стыка, что придавало шву лучший товарный вид по сравнению с ранее применявшимися стекловидными флюсами АН-348-А и АН-348АМ. Особо следует отметить испытания модернизированного флюса АН-348АП мелкой грануляции на автоматической линии «Conrak», где он

превзошел по всем показателям агломерированный флюс Lincoln 780. Флюс АН-348АП по ТУ У 05416923.049–99 успешно используется на данном предприятии с 2004 г.

Наряду с известными марками флюсов АН-348-А, АН-60, АН-47, ОСЦ-45, изготавливаемыми по ГОСТ 9087, ТУ У 05416923.049–99 и российскому стандарту ГОСТР 52222, и используемыми при сварке низколегированных и углеродистых сталей, ЧАО «Запорожстеклофлюс» производит также флюсы для сварки и наплавки нержавеющей сталей марок АН-20С, АН-20П, АН-20СП, АН-26.

Для скоростной сварки труб большого диаметра из низколегированных сталей обычной и повышенной прочности, а также мостовых конструкций, полотно резервуаров разработан и освоен выпуск пемзовидного флюса марки АН-47ДП. Его производственные испытания показали, что он является единственным флюсом, который обеспечивает нормальное формирование внутреннего шва при сварке спиральношовных труб.

В настоящее время ЧАО «Запорожстеклофлюс» производит модернизацию флюсоплавильного цеха с целью производства по новой технологии высококачественных плавящихся флюсов с широким спектром потребительских свойств.

Создана промышленная линия по производству агломерированных флюсов производительностью до 5 тыс. т в год, которая позволяет организовать в Украине выпуск отечественных агломерированных флюсов. Применение в производстве агломерированных флюсов плавящихся продуктов взамен дорогостоящих импортных шихтовых компонентов позволит обеспечить высокое качество флюсов и их конкурентоспособность не только на украинском, но и на мировом рынке.

1. *Высокопрочные трубные стали нового поколения с ферритно-бейнитной структурой* / Ю. Д. Морозов, М. Ю. Матросов, С. Ю. Настич, А. Б. Арабей // *Металлург.* — 2008. — № 8. — С. 39–42.
2. *Опыт применения ускоренного охлаждения при изготовлении толстолистовой стали Х70 для труб газопровода «Средняя Азия — Китай»* / А. В. Погожев, Э. О. Циктишвили, Ю. И. Матросов и др. // *Там же.* — 2013. — № 3. — С. 66–70.
3. *Термодинамический анализ шлаковых расплавов при изготовлении сварочных плавящихся флюсов* / Л. А. Жданов, А. Н. Дученко, И. А. Гончаров и др. // *Автомат. сварка.* — 2012. — № 11. — С. 25–30.
4. *Освоение новой технологии выплавки сварочных флюсов* / Ю. А. Медников, В. А. Плясунов, В. А. Жучаев и др. // *Сталь.* — 1997. — № 9. — С. 42–43.
5. *Дуда Н. И., Галинич В. И., Залевский А. В. Опыт применения плавящего пемзовидного флюса марки АН-348АП* // *Сварщик.* — 2004. — № 4. — С. 24–25.

Поступила в редакцию 24.04.2014

ПОРОШКОВЫЕ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ НАПЛАВКИ СТАЛЬНЫХ ВАЛКОВ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

И. А. КОНДРАТЬЕВ, И. А. РЯБЦЕВ

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

Разработаны порошковые проволоки и технологии дуговой наплавки стальных валков горячей прокатки. Результаты исследований и практический опыт позволяют рекомендовать разработанные порошковые проволоки для наплавки стальных прокатных валков следующих станов: обжимных (блюминг, слябинг) — ПП-Нп-25Х5МСГФ; непрерывно-заготовочных — ПП-АН147, ПП-Нп-35В9Х3ГСФ; крупносортовых и рельсо-балочных — ПП-Нп-25Х5МСГФ; средне- и мелкосортных — ПП-Нп-25Х5МСГФ, ПП-АН147, ПП-АН204; проволочных — ПП-Нп-35В9Х3ГСФ, ПП-АН132; листопрокатных — ПП-АН132, ПП-АН-25Х5МСГФ; трубопрокатных — ПП-АН147, ПП-Нп-35В9Х3ГСФ. Библиогр. 3, табл. 1, рис. 1.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковые проволоки, прокатные валки, горячая твердость, термическая стойкость, износостойкость

Наплавка прокатных валков с целью их восстановления и повышения стойкости в настоящее время применяется практически на всех металлургических предприятиях Украины. С помощью современных методов механизированной наплавки можно создать валок с достаточно вязкой и прочной сердцевиной, которая хорошо сопротивляется механическим нагрузкам, а также износостойкой и термостойкой поверхностью. Наплавка позволяет существенно увеличить долговечность валков, сократить их расход, увеличить выход годного проката вследствие улучшения точности прокатки, снизить расходы по переделу и себестоимости проката [1].

Эффективность применения наплавки прокатных валков во многом зависит от того, насколько правильно выбран состав наплавленного металла. Поэтому необходим тщательный анализ условий работы валков, характера и интенсивности их изнашивания. На различных металлургических предприятиях валки даже однотипных прокатных станов изнашиваются по-разному и должны наплаиваться различными материалами.

Для износостойкой наплавки стальных валков горячей прокатки различных станов чаще всего, хотя и не всегда обоснованно, применяют порошковую проволоку марки ПП-Нп-35В9Х3ГСФ. Наплавленный металл типа хромовольфрамовой стали обладает высокой стойкостью против истирания при повышенных температурах, но его термическая выносливость относительно невысока и валки, наплавленные этой проволокой, часто выходят из строя из-за образования сетки разгара и выкрашивания. Поэтому наплаивать проволокой ПП-Нп-35В9Х3ГСФ валки, к кото-

рым предъявляются требования максимальной чистоты поверхности бочки или калибров валка, нецелесообразно.

Опыт создания сталей для штампов горячего деформирования металлов, условия работы которых во многом близки к условиям работы валков горячей прокатки, указывает на перспективность использования для этих целей хромовольфрамомолибденовых (частичная замена вольфрама молибденом) и хромомолибденовых сталей. По теплостойкости такие стали практически не уступают хромовольфрамовым, а по сопротивлению термической усталости существенно превосходят их. Это связано с тем, что молибден способствует образованию мелкозернистой структуры, препятствует выделению карбидных частиц по границам зерен и тем самым повышает вязкость стали.

Для наплавки слоя хромомолибденовой стали разработана порошковая проволока марок ПП-Нп-25Х5МСГФ и ПП-АН147, а для хромовольфрамомолибденовой — ПП-АН132. Свойства металла, наплавленного этими проволоками, представлены в таблице.

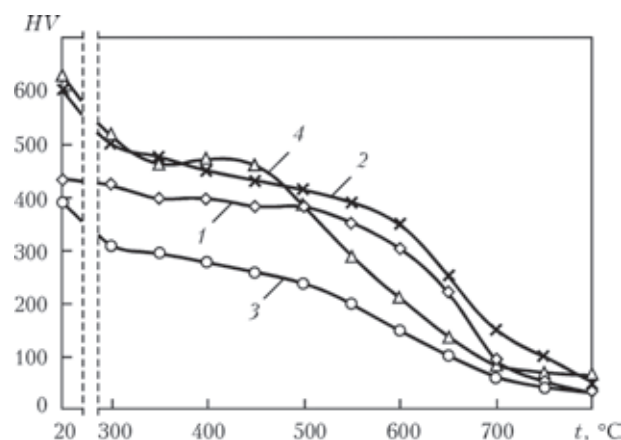
Термостойкость определяли по числу циклов нагрев-охлаждение до появления сетки трещин, заметной невооруженным глазом. Сопротивление изнашиванию оценивали по потере массы ΔM наплавленного образца от износа трением металла по металлу при температуре 600 °С за 1 ч испытаний. Теплостойкость наплавленного металла T_n характеризовалась температурой двухчасового отпуска, после которого твердость составляла $HRC\ 40$.

Наибольшим сопротивлением термической усталости обладает безвольфрамовый металл, наплавленный проволоками ПП-Нп-25Х5МСГФ и ПП-АН147, а наилучшее сочетание показателей

Свойства наплавленного металла различных систем легирования

Марка порошковой проволоки	Термостойкость, число циклов	Износ образца ΔM , г	Теплостойкость T_n , °C	Ударная вязкость a_k , Дж/см ²	Твердость HRC
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	70	0,12	680	7	51
ПП-Нп-25Х5МСГФ	200	0,35	650	42	46
ПП-АН147	190	0,15	650	35	47
ПП-АН132	130	0,13	670	13	50
ПП-АН204*	170	0,21	650	23	29...50*

* После старения при 480 °C, 3 ч.



Горячая твердость наплавленного металла: 1 — наплавка проволокой ПП-Нп-25Х5МСГФ; 2 — ПП-Нп-35В9Х3ГСФ; 3 — сталь 150ХНМ, закаленная и отпущенная на твердость HRC 50; 4 — ПП-АН204

термической стойкости и сопротивлению изнашиванию имеет металл, наплавленный проволокой ПП-АН147.

При наплавке валков со сложными калибрами возникают большие трудности с механической обработкой наплавленного слоя из-за его относительно высокой твердости. Для таких валков перспективно применение наплавочных материалов типа мартенситностареющих или дисперсионотвердеющих сталей и в первую очередь, экономнолегированных и инструментальных мартенситностареющих сталей. Высокая прочность сталей указанной группы является суммарным результатом реализации в основном двух процессов упрочнения — образования твердого раствора замещения и сдвигового (мартенситного) механизма γ - α -превращения. После наплавки такие стали имеют твердость HRC 28...30 и достаточно легко обрабатываются механически. После отпуска твердость возрастает до HRC 48...55 и наплавленный металл приобретает высокие служебные свойства. Кроме того, появляется возможность проводить наплавку без предварительного и сопутствующего подогрева.

Для наплавки слоя мартенситностареющей стали системы легирования Fe-Ni-Mn-Si-Mo разработана порошковая проволока ПП-АН204

[2, 3]. Основные свойства металла, наплавленного этой проволокой представлены в таблице. Кроме этого, исследована горячая твердость наплавленного металла в сравнении с наплавленным металлом типа известных инструментальных сталей (рисунок).

Нагрев образцов производили в специальном индукторе в вакууме, замеры твердости производили при нагрузке 1 кг и выдержке 60 с. Из приведенных данных видно, что горячая твердость мартенситностареющего наплавленного металла находится на одном уровне с горячей твердостью хромомolibденовой и хромовольфрамовой штамповых сталей, наплавленных соответствующими порошковыми проволоками.

По результатам лабораторных исследований и опытно-промышленных проверок, выполненных в последние годы, были уточнены составы наплавленного металла и, соответственно, составы шихты порошковых проволок для наплавки валков горячей прокатки. Результаты исследований и практический опыт позволяют рекомендовать ту или иную из разработанных порошковых проволок для наплавки стальных прокатных валков следующих станков: обжимных (блужинг, слябинг) — ПП-Нп-25Х5МСГФ; непрерывно-заготовочных — ПП-АН147, ПП-Нп-35В9Х3ГСФ; крупносортовых и рельсо-балочных — ПП-Нп-25Х5МСГФ; средне- и мелкосортных — ПП-Нп-25Х5МСГФ, ПП-АН147, ПП-АН204; проволочных — ПП-Нп-35В9Х3ГСФ, ПП-АН-132; листопрокатных — ПП-АН-132, ПП-Нп-25Х5МСГФ; трубопрокатных — ПП-АН147, ПП-Нп-35В9Х3ГСФ. Однако следует подчеркнуть, что окончательный выбор марки проволоки для наплавки конкретных валков необходимо делать на основе натурных испытаний.

1. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Экотехнология, 1999. — 62 с.
2. Кондратьев И. А. Самозащитная порошковая проволока для наплавки слоя мартенситностареющей стали // Автомат. сварка. — 1994. — № 1. — С. 49–51.
3. Кондратьев И. А., Рябцев И. А., Черняк Я. П. Порошковая проволока для наплавки слоя мартенситностареющей стали // Там же. — 2006 — № 4. — С. 50–53.

Поступила в редакцию 09.04.2014

ДИСКРЕТНЫЕ ПРИСАДОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ В ТОКОПОДВОДЯЩЕМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Ю. М. КУСКОВ

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

Наиболее перспективным присадочным материалом для электрошлаковой наплавки в токоподводящем кристаллизаторе является дискретная присадка. В качестве такой присадки могут использоваться частицы различной дисперсности: дробь, таблетки, стружка, порошки, сечка, гранулы и пр. При правильном выборе размера частиц и массовой скорости их подачи в шлаковую ванну можно формировать модифицированную мелкозернистую структуру наплавленного металла с повышенными механическими и другими эксплуатационными свойствами. Это подтверждено положительными результатами наплавки прокатных валков различных станов, в частности стана 2000. Наиболее распространенным дискретным наплавочным материалом является присадка в виде стальной и чугуной дроби. Дробь в основном можно получать по трем технологическим методам: механическим дроблением струи жидкого металла; диспергированием с помощью центробежных сил и диспергированием потоками энергоносителя. Последний метод является наиболее распространенным, в частности, при использовании в качестве распыливающего агента воздуха. Во время распыления и дальнейшего формирования и охлаждения дробинки они насыщаются кислородом, азотом, водородом. Насыщение кислородом зависит от материала дроби, ее размеров и способа получения. Для использования при наплавке дроби с более широким гранулометрическим составом мелкую дробь, а также крупную (после дробления) можно превращать в таблетки методом порошковой металлургии. Процесс их плавления в шлаке аналогичен плавлению дроби обычного размера 0,8 ... 2,5 мм. Особым видом дискретной присадки является стружка легированных сталей и сплавов. Основным требованием к такой присадке является ограничение ее размеров и формы и отсутствие в ней смазочно-охлаждающей жидкости, способствующей изменению химического состава наплавленного металла, особенно по углероду. Иные присадки, в частности в виде отходов различных производств (шламовые отходы, отходы, образующиеся при зачистке слитков, обработки инструмента и пр.) не обеспечивают постоянство качества наплавленного металла, но могут применяться при разработке ресурсосберегающих технологий наплавки. Библиогр. 4, табл. 3, рис. 9.

Ключевые слова: электрошлаковая наплавка, токоподводящий кристаллизатор, дробь, стружка, таблетки, гранулы

Разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона конструкция токоподводящего кристаллизатора [1] при электрошлаковой наплавке (ЭШН) позволяет использовать электроды и присадочные материалы (заготовки различного сечения, ленты, дискретные частицы — порошки, сечка, гранулы, дробь, стружка и пр.), а также жидкую присадку.

Наиболее перспективны дискретные присадки. Частицы присадки, расплавляясь в шлаковой ванне и очищаясь в ней от вредных примесей, поступают в оплавленный или расплавленный виде в металлическую ванну, которая затем кристаллизуется в наплавленный металл. При правильном выборе размера частиц и массовой скорости их подачи в шлаковую ванну можно обеспечить формирование в кристаллизующемся жидком металле большого количества центров кристаллизации. Эти центры позволяют модифицировать наплавленный металл, в результате чего структура получается равноосной и мелкозернистой. Такая измененная структура способствует повышению механических и специальных (износостойкость, стойкость против термической усталости) свойств металла.

Как показали наши исследования по физическому и математическому моделированию процесса переноса и плавления дискретной присадки в виде гранул износостойкого высокохромистого чугуна (16...30 мас. % Cr), для кольцевой и торцевой наплавки можно использовать гранулы размером до 4 мм. Для дальнейшего роста производительности процесса (увеличение массовой скорости подачи присадки) рекомендован фракционный состав в пределах 0,8...2,5 мм. Как показала практика кольцевой наплавки рабочих поверхностей (бочек) прокатных валков стана 2000 (диаметр бочки примерно 1 м), производительность может достигать 400...500 кг/ч без сохранения в наплавленном металле нерасплавившихся частиц присадки [2].

Дробь. Наиболее распространенным видом дискретного наплавочного материала является присадка в виде стальной или чугуной дроби. В связи с тем, что в большинстве случаев речь идет об износостойкой наплавке, то наиболее часто присадкой служит дробь из высокохромистого и хромоникелевого чугуна (металл типа «Нихард»).

В настоящее время существуют следующие основные технологические методы диспергирования

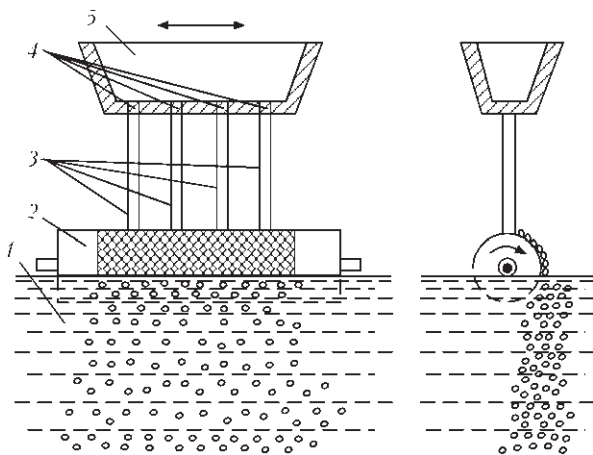


Рис. 1. Схема получения дробы механическим дроблением струи жидкого металла: 1 — охлаждающая вода; 2 — распылительный барабан; 3 — струи расплава; 4 — литниковые каналы для истечения расплава; 5 — промежуточный ковш

металлических расплавов [3]: механическое дробление струи жидкого металла; диспергирование с помощью центробежных сил и диспергирование потоками энергоносителя.

Механическое дробление струи осуществляется в результате удара расплавленного металла о твердую поверхность, чаще всего барабана, частично погруженного и вращающегося в охлаждающей его жидкости, и дальнейшем охлаждении сформированных дробинки в бассейне-охладителе (рис. 1). Этот метод мало пригоден для получения литой дробы из стали и других материалов с высокой температурой плавления. При высокой температуре жидкого металла происходит налипание расплава на рабочий инструмент, возникает эрозия или частичное разрушение его рабочей поверхности, ухудшается качество дробы.

Диспергирование металлических расплавов с помощью центробежных сил осуществляется следующим образом. Стабилизированная по скорости и расходу струя жидкого металла поступает во вращающуюся чашу и, приобретая ускорение под действием центробежных сил, диспергируется и сбрасывается через верх в виде капель, которые в процессе полета формируются в гранулы (дробинки), а затем попадают в охлаждающий бас-

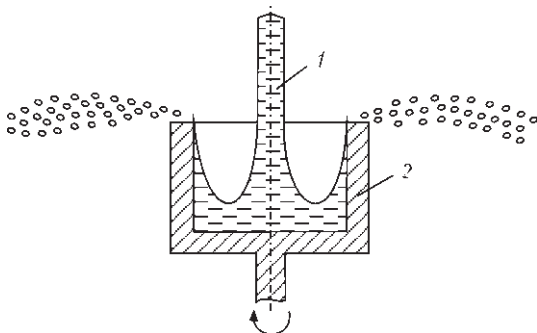


Рис. 2. Схема получения дробы с помощью центробежных сил: 1 — струя расплава; 2 — чаша из огнеупорного материала

сейн, где окончательно охлаждаются и затвердевают (рис. 2). Вместо вращающейся чаши может использоваться перфорированный стакан. Диспергированием с помощью центробежных сил получают дробь более однородную по гранулометрическому составу, чем при литье на барабан; при этом сокращается выход мелкой и крупной дробы. Однако основным недостатком этой технологии является низкая стойкость рабочего инструмента.

Диспергирование с помощью энергоносителей является наиболее распространенным и перспективным методом получения стальной и чугунной дробы, а также сплавов с высокой температурой плавления. В качестве диспергирующего агента применяют разнообразные энергоносители: воздух, воду, инертные газы, пар и др. Разрушение струи жидкого металла происходит за счет кинетической энергии энергоносителя (рис. 3).

Некоторые виды дробы, полученной механическим дроблением струи жидкого металла (дробь из нелегированного чугуна), распылением воздухом (дробь из легированных чугунов и стали), а также иная дискретная присадка, применяемая для наплавки, представлены на рис. 4. Микроструктура гранул (дробинки) диаметром 2 мм из нелегированного, хромоникелевого и высокохромистых чугунов показана на рис. 5.

Прохождение жидкой струи металла через воздушную среду и дальнейшее охлаждение в бас-

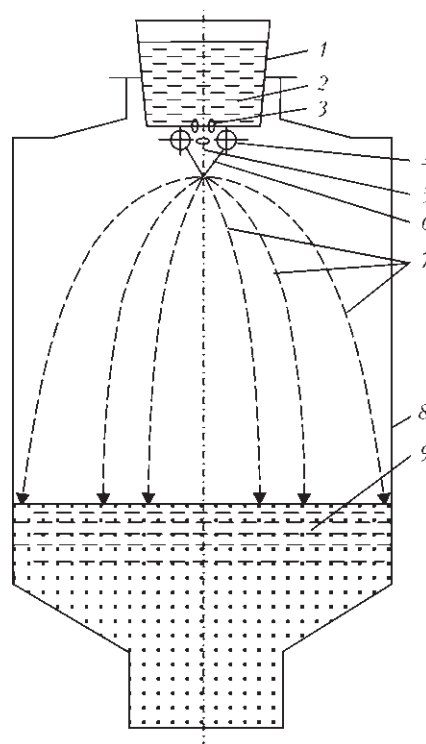


Рис. 3. Схема получения дробы с помощью энергоносителей (газа): 1 — промежуточный ковш; 2 — жидкий металл; 3 — разливочный стакан; 4 — коллектор; 5 — струя расплава; 6 — потоки энергоносителя; 7 — траектории падения гранул; 8 — распылительная камера; 9 — охлаждающая вода

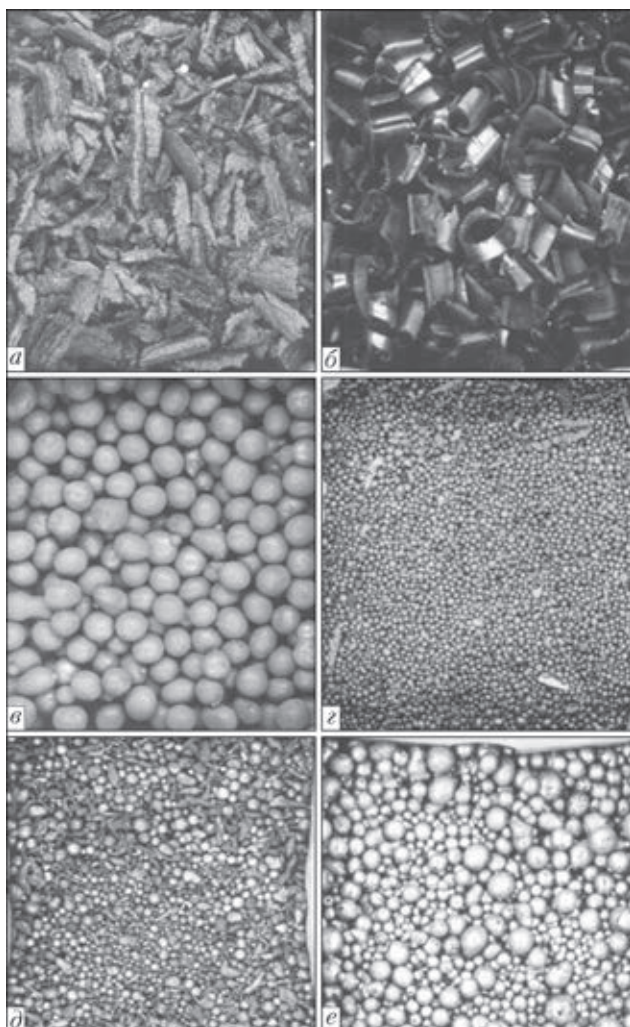


Рис. 4. Некоторые виды дискретной присадки, применяемой при ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе: *a* — стружка серого чугуна; *б* — стружка стали Р6М5; *в* — дробь нелегированного чугуна; *г* — порошок стали Р6М5К5; *д* — дробь хромистого чугуна (16 % Cr); *е* — дробь хромоникелевого чугуна

сейне-охладителе приводит к окислению гранул и некоторому их насыщению водородом и азотом. Результаты химического анализа дробы хромистого чугуна, полученной путем распыления жидкого металла воздухом, представлены в табл. 1.

Наличие оксидных пленок на поверхности дробинок изучено с помощью оптической микроскопии по периметру поперечного сечения микрошлифа (табл. 2). Как видно из табл. 2, толщина оксидных пленок зависит от материала дробы, ее размеров и способа получения. Во всех случаях оксидная пленка прерывистая, не покрывает полностью всю поверхность дробинок.

Таблица 1. Содержание N_2 и H_2 в дробы хромистого чугуна, полученной распылением жидкого металла воздухом, и в наплавленном металле, мас. %

Химические элементы	Фракции дробы, мм		Наплавленный металл
	0,5...1	1...3	
N_2	0,033	0,050	0,043
H_2	0,00501	0,00201	0,000620

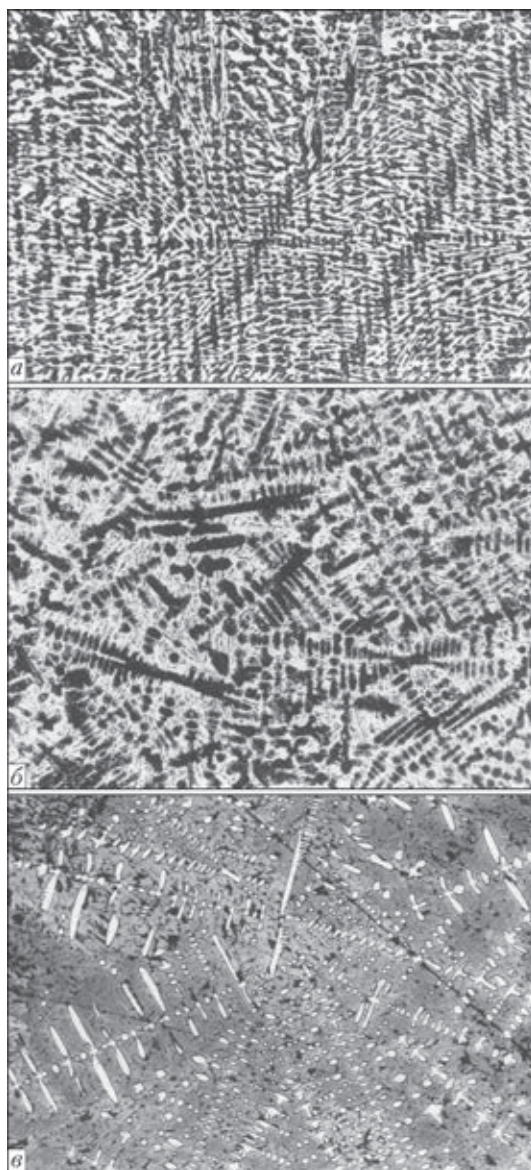


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) гранул (дробинок) диаметром 2 мм: *a* — нелегированный чугун; *б* — хромоникелевый чугун; *в* — высокохромистый чугун

Учитывая, что в наплавленном металле не обнаружено повышенного количества оксидных включений, можно считать, что имеющиеся на поверхности дробинок оксидные пленки ассимилируются шлаком при прохождении присадкой шлакового слоя.

Подача присадки на поверхность шлаковой ванны осуществляется дозаторами. В настоящее время опробованы два типа дозаторов: с дозирующим устройством барабанного типа (ОБ-1960), совершающего во время кольцевой наплавки возвратно-вращательные движения, и вибродозаторы (рис. 6). Первому типу дозаторов присущи недостатки, связанные с обеспечением его стабильной работы из-за возможного заклинивания присадки вращающегося барабана и корпуса, в котором он вращается; определенные сложности возникают при возвратно-вращательном перемещении токо-

Таблица 2. Размеры оксидных пленок на поверхности дробинok чугунов и стали 100ХНМ*, мкм

Материал дроби	Способ получения дроби	Фракции дроби, мм					
		1		2		3	
		толщина	длина	толщина	длина	толщина	длина
Нелегированный чугун	Механическое распыление	-	-	10...25	20	45	50
Хромоникелевый чугун	Распыление воздухом	5	10	10	15	Не обн.	Не обн.
Высокохромистый чугун	-»-	Не обн.	Не обн.	Не обн.	Не обн.	-»-	-»-
Сталь 100ХНМ	-»-	10...15	500	10	50	35	500

*Металлографические исследования выполнены инженером И. Л. Богайчук.

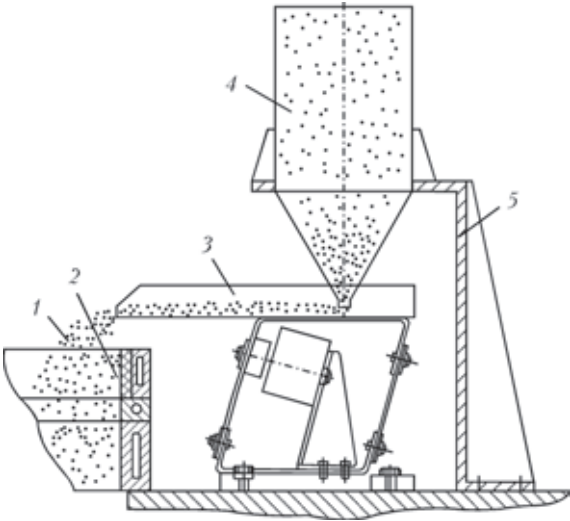


Рис. 6. Схема вибродозатора, применяемого при ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе: 1 — дискретная присадка; 2 — кристаллизатор; 3 — подающее устройство (рабочий короб); 4 — бункер с дискретной присадкой; 5 — кронштейн

подводящих кабелей двигателя дозатора. Второй тип дозаторов применяется наиболее часто. При отсутствии жестких требований к массовой скорости подачи присадки он хорошо зарекомендовал себя как при торцевой, так и при кольцевой ЭШН. На рис. 7 показана наплавка вала стана 2000 с использованием четырех вибродозаторов с бункерами для дроби массой 500 кг каждый.

Таблетки. При распылении жидкого металла потоками энергоносителя получается широкий спектр фракций присадки. Так, при диспергировании воздухом струи высокохромистого чугуна на установках модели «Град» конструкции ФТИМСа НАНУ получается следующий фракционный состав гранул:



Рис. 7. Наплавка вала стана 2000 с использованием четырех вибродозаторов с бункерами для дроби массой 500 кг каждый

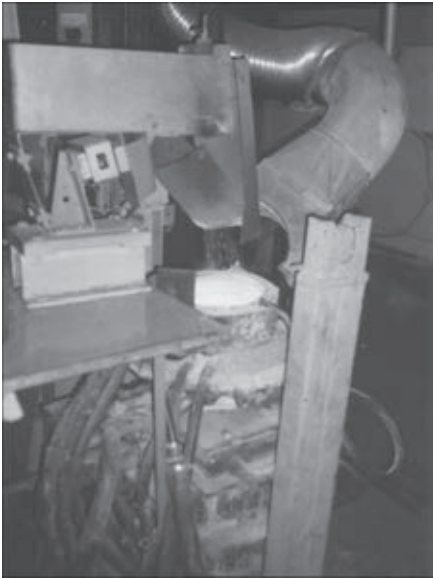


Рис. 8. Торцевая наплавка высокохромистого чугуна с подачей таблеток с помощью вибродозатора

размеры гранул, мм	<0,5	0,5–1	1–3	3–5	>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.

Как видно из этих данных, для наплавки можно использовать менее 50 % получаемой дроби. Фракции дроби, выходящие по размерам за пределы ТУ (0,8...2,5 мм), используют в качестве шихты для последующих плавов. При этом повышается угар химических элементов, усложняется процесс плавки, возрастает стоимость дроби. Для исключения этих недостатков производства дроби можно применять методы порошковой металлургии. На Броварском казенном заводе порошковой металлургии были спрессованы таблетки из гранул высокохромистого чугуна размером менее 0,8 мм. Для получения относительно прочных таблеток при приготовлении смеси в нее добавляли пластификатор (бакелитовый лак). Наплавка полученными таблетками проходила в обычном режиме (по сравнению с наплавкой дробью). Газовыделение при плавлении таблеток регулируется подбором соответствующего пластификатора. Дробь, имеющая размеры более 2,5 мм, также может быть вовлечена в одностадийный процесс получения присадочного наплавочного материала. При этом она предварительно должна быть пе-

Таблица 3. Химический состав и твердость металла, наплавленного стружкой стали 15X11МФ, при различных способах ее очистки

№ п/п	Обработка стружки с СОЖ до наплавки	Химический состав наплавленного металла, мас. %										Твер- дость HB/HRC
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	S	P	
Сталь 15X11МФ по ГОСТ 5632–72		0,12... 0,19	≤0,50	≤0,70	10,0... 11,5	0,60... 0,80	0,25... 0,40	≤0,6	≤0,30	≤0,025	≤0,03	≤285/-
1	Без обработки	3,86	0,32	0,41	10,81	0,06	0,04	0,19	0,11	0,012	0,03	-/54
2	Промывка в горячей воде с кальциниро- ванной содой + про- катка при 600 °С, 0,5 ч	0,44	0,22	0,36	11,2	0,10	0,04	0,18	0,3	0,004	0,035	-/43
3	Пятиразовое кипяче- ние с кальциниро- ванной содой и сти- ральным порошком	0,28	0,22	0,27	10,30	0,66	0,30	0,40	0,15	0,004	0,027	-
4	Промывка на авто- мойке	0,17	0,29	0,25	10,34	0,67	0,29	0,34	0,15	0,003	0,013	-

реведена в разряд колотой дроби с последующим прессованием мелких частиц в таблетки; более крупные осколки могут также представлять наплавочную присадку, как и обычная дробь, в случае, если их размеры не превышают установленные ТУ.

На рис. 8 показана торцевая наплавка высокохромистого чугуна с подачей таблеток с помощью вибродозатора.

Стружка. Применение при наплавке стружки легированных сталей и различных типов чугунов позволяет значительно сократить расходы на наплавочные работы. Это связано с тем, что в себестоимости наплавки основной составляющей расходов является стоимость наплавочных материалов.

Для наплавки используется стружка невитая, с небольшими размерами ($<[0,5 \times 5 \times 5 \text{ мм}]$), которую получают при фрезерной и строгальной обработке металла. Для ряда материалов (в основном твердых и хрупких) можно получить стружку необходимых размеров при токарной обработке и сверлении (см. рис. 4).

Использование этого вида наплавочного материала затруднительно по двум причинам. Это наличие в ней смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ) и сложность в организации сбора стружки по размерам и химическому составу. Что касается сбора стружки, то в настоящее время эта проблема стала решаться проще в связи с меньшей номенклатурой применяемых инструментальных сталей (в частности, быстрорежущих) и меньшим объемом работ по механической обработке деталей.

Наличие в стружке СОЖ нарушает стабильность процесса наплавки, ухудшает экологические условия в связи с повышенным газовыделением, изменяет химический состав наплавленного

металла (в основном по углероду), может влиять на качество металла (главным образом из-за образования пор).

Для удаления СОЖ обычно используют химические методы обработки стружки, а также термические, либо их сочетание. В табл. 3 представлены результаты химического анализа металла, наплавленного стружкой стали 15X11МФ, при различных способах ее очистки.

Для чугунной стружки рекомендуется выполнять термическую обработку при 800...1000 °С [4]. При такой обработке обеспечивается снижение содержания СОЖ в чугунной стружке до 0,3 мас. %.

Внешний вид заготовки, наплавленной стружкой стали 15X11МФ, показан на рис. 9.

Помимо представленных выше основных видов присадочных материалов, для наплавки могут использоваться и другие, применение которых позволяет говорить о ресурсосберегающих технологиях наплавки. В частности, это или шламовые отходы, отходы, образующиеся при зачистке слитков легированных сталей, обработки инструмента и т.п. Технология наплавки этими материалами более сложная, трудно обеспечить высокое качество наплавленного металла. При этом возможно применение двух технологических схем. Первая — это тщательная очистка (например, путем магнитной сепарации) присадки от посторонних (чаще всего неметаллических) составляющих и затем использование очищенной части при наплавке. В этом случае возникают сложности как во время ввода полученных мелких частиц в шлаковую ванну, так и с точки зрения обеспечения равномерности и стабильности их погружения в шлак. Такого рода проблемы связаны с коагуляцией частиц на поверхности шлаковой ванны и действием сил поверхностного натяжения шлака. Прогнозировать качество наплавки при исполь-

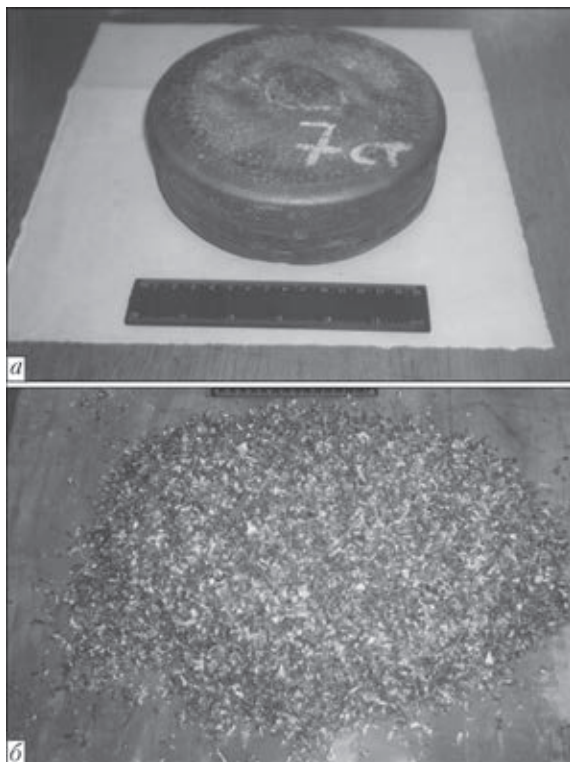


Рис. 9. Внешний вид плавленной заготовки (а) и дискретная наплавочная присадка — стружка стали 15X11МФ (б) (опыт № 4, табл. 3)

зовании такой присадки затруднительно. Вторая схема является двухстадийной. Она также предусматривает первичную обработку (менее тщательную, чем в первом случае), затем переплав очищенной присадки, получение легированного слитка, его дробление и использование колотой присадки, как и в случае применения при проплавке колотой дроби. За счет первичной шлаковой обработки присадки получаемый металл слитка (впоследствии наплавочной присадки) имеет улучшенные показатели как по структуре, так и химическому составу.

Выводы

1. Наилучшее качество металла, наплавленного в токоподводящем кристаллизаторе, можно получить при использовании дискретной присадки. Наиболее перспективным видом присадки является литая дробь, полученная методом диспергирования струи жидкого металла энергоносителем, в частности воздухом.

2. Для улучшения экономических показателей ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе можно использовать присадку в виде таблеток и стружки. При оптимизации технологии получения такой присадки и методов ее подготовки к наплавке можно обеспечить получение качественных биметаллических изделий.

3. Иные виды присадок, в частности отходы различных производств, содержащих легированную металлическую часть, приводят к усложнению технологии ЭШН, но имеют предпочтение благодаря тому, что являются основными экономическими составляющими ресурсосберегающих процессов. Не обеспечивая постоянно высокое качество наплавленного металла, они тем не менее могут использоваться при восстановлении деталей, основным требованием к которым является экономическая целесообразность.

1. Кусков Ю. М. Ресурсосберегающая технология восстановления и изготовления деталей методом электрошлаковой наплавки // Технология машиностроения. – 2006. – № 6. – С. 40–42.
2. Кусков Ю. М., Рябцев И. А., Сарычев И. С. Восстановление чугунных валков стана 2000 в токоподводящем кристаллизаторе // Сварщик. – 2004. – № 1. – С. 12–13.
3. Затуловский С. С., Мудрук Л. А. Получение и применение металлической дроби. – М.: Металлургия, 1988. – 183 с.
4. Термообработка чугуновой стружки, загрязненной СОЖ / В. В. Потапов, С. Д. Цымбалов, А. Б. Коростелев и др. // Литейн. пр-во. – 2009. – № 11. – С. 19–20.

Поступила в редакцию 23.03.2014

УДК 621.791.08; 791.001:04

ДЕФЕКТЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ВЛИЯЮЩИЕ НА КАЧЕСТВО СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Э. В. ТУРЫК

Институт сварки, Польша. 44-100, г. Гливице, ул. Б. Чеслава, 16-18. E-mail: eugeniusz.turyk@is.gliwice.pl

Проанализированы характерные дефекты сварочной проволоки и стальных шпилек для дуговой приварки, влияющие на качество сварных соединений. Недопустимые дефекты проволоки обусловлены повышенным суммарным содержанием в них азота, водорода и кислорода, высокой жесткостью, некачественной намоткой на катушки, а шпилек — несоответствием требованиям по химическому составу и механическим свойствам. Библиогр. 6, табл. 1.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварочные материалы, стальная проволока и шпильки, недопустимые дефекты материалов, качество сварных соединений

Несмотря на то, что качеству сварочных материалов уделяется большое внимание [1–4], эта проблема до сих пор остается актуальной. Анализ, выполненный в последнее время в ряде отраслей промышленности, показал, что низкое качество сварочных материалов является причиной около 35 % брака сварных конструкций в год [5]. Производственный опыт также показывает, что свойства сварочных материалов, изготовленных разными фирмами по одному и тому же стандарту, отличаются, а их дефекты оказывают отрицательное влияние на качество сварных конструкций. По этой причине для ответственных конструкций вместо стандартных сварочных материалов рекомендуется применение материалов повышенного качества, например, для сварки методом T.I.M.E. рекомендуется электродная проволока Thyssen K52 T типа G3Si1 [6].

Целью настоящей работы является определение критических (недопустимых) дефектов некоторых сварочных материалов, которые должны служить причиной отказа от их применения в промышленности. В качестве объекта исследований выбраны омедненная сплошная проволока марки G3Si1 по ISO 14341A (аналог Св-08Г2С-О), применяемая для сварки методом МАГ, и приварные шпильки SD1, которые используются в мостостроении.

Характеристика дефектов омедненной электродной проволоки G3Si1. Определение критических дефектов проволоки проведено на основе результатов сравнительных испытаний качества более пятидесяти сварочных проволок марки G3Si1 по ISO 14341A диаметром 1,2 мм, польского и зарубежного производства, с сертификатом о приемке 3.1 или актом заводских испытаний 2.2 по EN 10204.

Оценка качества сварных соединений. Прочностные свойства соединений стали S355J2+N

(аналог 17ГС), выполненных проволоками G3Si1 методом МАГ в защитном газе M21 (72 % Ar+18 % CO₂) с применением стандартных режимов, и высокопроизводительным методом T.I.M.E. в газовой смеси TIME-Gas (65 % Ar, 26,5 % He, 8 % CO₂ и 0,5 % O₂) соответствуют требованиям ISO 15614-1. Однако ударная вязкость ряда швов характеризуется значительным разбросом результатов испытаний, вызванным наличием пор в металле шва в плоскости надреза образцов. Радиографический контроль стыковых соединений типа «Y» толщиной 12 мм показал, что уровень пористости соответствует требованиям пунктов B, C, D по ISO 5817, но не соответствует требованиям пункта D.

По результатам контрольного анализа химический состав всех проволок по содержанию углерода, кремния, марганца, фосфора и серы соответствовал требованиям стандарта EN 440 и EN ISO 14341. Методом высокотемпературной экстракции было определено содержание азота, кислорода и водорода в проволоках в состоянии поставки и после удаления поверхностного омедненного слоя (номинальный диаметр проволоки 1,2 мм, а диаметр без поверхностного слоя 1,0...1,05 мм). Характерные результаты анализа газов в проволоках приведены в таблице.

После удаления слоя меди суммарное содержание газов в проволоках уменьшилось, причем разница ΔR составляет от 13,1 до 93,3 ppm. Снижение содержания водорода и кислорода после удаления поверхностного слоя свидетельствует о том, что проволока в слое меди и/или под этим слоем содержит органические загрязнения (технологическую смазку). Можно принять, что показатель ΔR является критерием оценки степени чистоты поверхностного слоя проволоки перед омеднением. При оценке качества проволоки существенно также суммарное содержание в ней газов. Проведенные испытания показали усиленную пористость швов, выполнен-

Содержание газов в сварочных проволоках марки G3Si1 по ISO 14341A, ppm

Номер проволоки	Состояние проволоки	N ₂	O ₂	H ₂	S	ΔR	K
3	+Cu	58	84	3,2	145,2	13,1	-4,8
	0	57	73	2,1	132,1		
5	+Cu	53	136	9,4	198,4	29,8	48,4
	0	53	110	5,6	168,6		
16	+Cu	28	67	5,2	100,2	27,9	-49,8
	0	25	45	2,3	72,3		
18	+Cu	65	145	6,1	216,1	55,9	66,1
	0	64	94	2,2	160,2		
22	+Cu	157	137	3,0	297,0	14,7	147
	0	157	123	2,3	282,3		
49	+Cu	30	28	3,7	61,7	22,3	-88,3
	0	25	12	2,4	39,4		
53	+Cu	67	163	4,1	234,1	93,3	84,1
	0	65	74	1,8	140,8		

Примечание. Состояние проволоки: «+Cu» — омедненная, «0» — без поверхностного слоя; S — суммарное содержание азота, кислорода и водорода в проволоке; $\Delta R = S_1 - S_2$, где S_1, S_2 — суммарное содержание газов соответственно в омедненной проволоке и в проволоке без поверхностного слоя; $K = \Delta R + S_2 - 150$.

ных проволоками с показателем $K > 50$ ppm (к ним относятся проволоки № 18, 22 и 53 по таблице). Условие $K \leq 0$ выполняется проволоками № 3, 16 и 49. В случае, когда показатель K сварочной проволоки превышает 50 ppm, можно рекомендовать, в зависимости от требований, предъявляемых к сварным соединениям, проведение неразрушающего контроля на наличие пористости сварных швов, выполненных такой проволокой.

На основе полученных результатов можно считать, что недопустимым дефектом исследуемых омедненных проволок является суммарное содержание в них азота, водорода и кислорода, превышающее 200 ppm, т. е. в случае, если критерий $K > 50$ ppm. Для ответственных конструкций рекомендуется применение проволок с суммарным содержанием этих газов не более 150 ppm.

Оценка качества намотки проволоки. Стандарт ISO 544 требует, чтобы намотка проволок на катушки обеспечивала равномерную подачу проволоки при механизированных способах сварки. Большинство из исследованных проволок были намотаны заводами-изготовителями на катушки или на проволочные каркасные кассеты с рядной намоткой по схеме «виток к витку» и только две из них были намотаны без соблюдения этого требования. Однако даже при использовании некоторых катушек с рядной намотанными проволоками периодически наблюдалась неравномерная их подача при механизированной сварке. Причиной была неправильно подобранная ширина катушки, не учитывающая допуски на номинальный диаметр проволоки, что приводило к нарушению рядности намотки. Возмущения и остановка подачи электродной проволоки наблюдались также в случае сварки двумя проволоками без ряд-

ной намотки. Некачественная намотка проволоки на катушки заводом-изготовителем или потребителем не соответствует требованиям стандарта ISO 544, пункт 5.2 и является недопустимым дефектом.

Оценка подъема (жесткости) витков проволоки. Оценку подъема витков проволоки (плоскостность витка, лежащего на горизонтальной поверхности плиты) проводили по результатам ручной размотки проволоки с катушки. Требованию стандарта ISO 544, по которому подъем витка не должен превышать 50 мм для катушек с наружным диаметром более 200 мм, отвечает большинство проволок. У некоторых проволок отмечено различие подъема верхних витков кассеты диаметром 300 мм и витков после израсходования около половины проволоки из кассеты. Витки проволоки из верхнего слоя отвечали требованиям стандарта ISO 544, а витки из среднего слоя этой же кассеты не отвечали этим требованиям, что свидетельствует о неоднородной жесткости проволоки по длине, в пределах одной кассеты. Слишком высокая жесткость сварочной проволоки вызывает колебания торца электрода, которые могут быть причиной несплавлений, непровара корня шва и т. д. По этой причине неоднородная жесткость проволоки является недопустимым дефектом.

Оценка стабильности диаметра проволоки. Диаметр проволоки оценивали по требованиям стандарта ISO 544, согласно которому допустимые отклонения диаметра проволоки 1,2 мм составляют от +0,01 до -0,04 мм. Требованиям стандарта по диаметру не отвечало только 5,7 % проволок (верхнее максимальное отклонение диаметра проволок составляло + 0,02 мм). Повышенный диаметр проволоки приводит к износу канала медного мундштука и может вызвать необходимость его преждевременной замены. Однако заметного влияния на качество сварных соединений отклонение диаметра проволоки от номинального размера не оказывает и этот недостаток проволоки признан допустимым.

Оценка шероховатости поверхности проволоки. Шероховатость поверхности проволоки может приводить к повышенному износу канала токоподводящего мундштука при сварке. У исследованных проволок шероховатость поверхности находится в пределе от 8 класса (параметр $Ra = 0,63$ мкм) до 10 ($Ra = 0,16$ мкм). Шероховатость поверхности проволоки определяет долговечность медных мундштуков и гибких каналов подачи электродной проволоки шланговых держателей полуавтоматов, но не влияет существенно на стабильность процесса и качество сварных соединений. В связи с этим повышенная шерохова-

тость поверхности проволоки признана допустимым дефектом.

Другие характеристики медного покрытия. Качество сцепления слоя меди со стальной проволокой и качество поверхности проволоки не регламентируются стандартами, но оказывают влияние на оценку проволоки сварщиком, например, по равномерности цвета поверхности проволоки, количеству отслоившейся меди в подающем механизме и необходимости часто чистить канал подачи электродной проволоки. В процессе испытаний были отмечены значительные отличия этих показателей у исследованных проволок. В частности, на некоторых проволоках при навивке на керн диаметром, равным по диаметру проволоке, отмечалось отсутствие отслаивания медного покрытия, на других же трещины, надрывы и отслаивание покрытия были достаточно интенсивными. Однако дефекты, связанные с этими показателями, не влияют существенно на качество сварных соединений и не регламентируются стандартами, поэтому решение о покупке такой проволоки принимается потребителем.

Сварочно-технологические свойства проволоки. На практике оценку сварочно-технологических свойств проволоки проводят на основе интенсивности разбрызгивания и стабильности процесса. Был определен коэффициент ψ_p потерь на разбрызгивание в зависимости от режима сварки (ток сварки 100...340 А) у всех исследованных проволок. Замеры показали, что для 56,6 % исследуемых проволок $\psi_p = 2,3...8,7$ % (условная оценка проволоки хорошая), для 37,7 % проволок $\psi_p = 5,9...12,3$ % (удовлетворительная) и для 5,7 % проволок $\psi_p = 7,0...15,5$ % (неудовлетворительная). В оценке потребителей (сварщиков) процесс сварки проволоками группы $\psi_p = 7,0...15,5$ % был нестабильный и эти проволоки подвергались рекламации. Слишком большое разбрызгивание является недопустимым дефектом проволоки. В случае сварки проволокой марки G3Si1 по ISO 14341A диаметром 1,2 мм в защитном газе M21 недопустимым дефектом проволоки является разбрызгивание $\psi_p > 12,3$ %.

Характеристика дефектов стальных шпилек для дуговой приварки. Определение недопустимых дефектов стальных шпилек для дуговой приварки, изготавливаемых по стандарту ISO 13918:2007, проведено на основе результатов сравнительных испытаний качества семи типов шпилек-упоров SD1, зарубежного и польского производства, типоразмеров 10×100, 19×150, 22×150 и 25×175 мм. Эти шпильки применяются в ответственных конструкциях, например, в мостостроении. Согласно документам о качестве шпильки выполнены из стали S235J2G3+C450 (аналог СтЗсп) по EN 10025:2002.

Визуальный осмотр шпилек. Все исследуемые шпильки-упоры соответствуют требованиям стандарта ISO 13918:2008, пункт 5.3.6.1 и в них нет дефектов изготовления.

Контроль размеров шпилек. Все исследуемые шпильки соответствуют требованиям по форме и размерам стандарту ISO 13918:2008, пункт 5.3.1.6. Отмеченные небольшие отклонения длины шпилек или их диаметра, если они соответствуют внутреннему диаметру керамических колец UF для приварки шпилек типа SD, можно классифицировать как малозначительный дефект.

Контроль механических свойств материала шпилек. Испытания на растяжение показали, что предел текучести и временное сопротивление материала всех шпилек выполняют требования для стали S235J2G3 + C450 ($\sigma_T \geq 225$ МПа, $\sigma_B \geq 450$ МПа) и шпилек SD1 ($\sigma_T \geq 350$ МПа, $\sigma_B \geq 450$ МПа). Требования к относительному удлинению ($A_5 \geq 24$ % по EN 10025:2002, табл. 5 и $A_5 \geq 15$ % по ISO 13918:2008, табл. 2) не выполняли шпильки SD1 — 19×150 мм производства фирмы условно «1» и SD1 — 22×150 мм производства фирмы условно «4». Материал этих шпилек не выполнял также требования значения энергии ударной вязкости минимум 27 Дж (испытания по Шарпи образцов с V-образным надрезом) при температуре -20 °С (шпильки «1» — 8,8 и 6,0 Дж, шпильки «4» — 5,5 и 5,0 Дж), а все остальные шпильки соответствовали этому требованию. Несоответствие материала шпилек требованиям по механическим свойствам является недопустимым дефектом.

Контроль химического состава. Химический анализ показал, что материал исследуемых шпилек (сталь S235J2G3 + C450) соответствует требованиям стандарта EN 10025, кроме указанных выше шпилек «1» и «4». Содержание кремния (ниже 0,07 %) и алюминия (ниже 0,020 %) в материале этих шпилек не соответствует содержанию, требуемому для спокойной стали. Несоответствие требованиям по химическому составу материала шпилек является недопустимым дефектом.

Выводы

1. Недопустимые дефекты омедненной сварочной проволоки марки G3Si1 по ISO 14341A:

— суммарное содержание азота, водорода и кислорода в проволоках, превышающее 200 ppm (при сварке в газовой смеси M21);

— слишком высокая жесткость проволоки, т. е. подъем витка проволоки на горизонтальной плоскости более 50 мм;

— некачественная намотка проволоки на катушки или кассеты;

– слишком большое разбрызгивание (при сварке проволокой диаметром 1,2 мм в смеси М21 коэффициент потерь на разбрызгивание $\psi_p > 12,3\%$).

2. Недопустимые дефекты металлических шпилек SD1 для дуговой приварки:

– несоответствие требованиям по механическим свойствам материала шпилек, особенно по ударной вязкости;

– несоответствие требованиям по химическому составу материала шпилек.

1. Походня И. К. Сварочные материалы: состояние и тенденции развития // Автомат. сварка. – 2003. – № 3. – С. 9–20.

2. Воропай Н. М., Бринюк М. В. Технологические свойства омедненной сварочной проволоки // Сварщик. – 2002. – № 4. – С. 16–20.
3. Улучшение сварочно-технологических свойств проволоки Св-08Г2С / Н. М. Воропай, В. Г. Дегтярев, П. В. Игнатченко и др. // Автомат. сварка. – 1976. – № 8. – С. 61–65.
4. Воропай Н. М. Влияние состояния поверхности электродной проволоки на перенос металла при сварке в защитных газах // Там же. – 1977. – № 3. – С. 68–69.
5. Денисов Л. С. Сварка и качество. – Минск: Право и экономика, 2012. – 186 с.
6. Помранке И., Цвинкерт Г. Особенности дуговой сварки в защитных газах со струйно-вращательным переносом электродного металла // Автомат. сварка. – 1998. – № 11. – С. 40–47.

Поступила в редакцию 30.04.2014

Правильно-отрезные станки РОТЕКС

Фирма **РОТЕКС®** выполняет весь комплекс работ по разработке, изготовлению, монтажу и пуско-наладке оборудования для всего цикла производства сварочных электродов, работы по комплексной модернизации действующих производств и отдельных машин, производит поставку оснастки (в т.ч. твердосплавной) и РТИ как собственной номенклатуры, так и по ТУ Заказчика.

Среди всего комплекта оборудования для производства сварочных электродов, изготавливаемого ООО РОТЕКС, важное место занимают станки для правки и рубки проволоки.

Ранее нашим предприятием изготавливались станки с рубкой проволоки в сопровождении с длиной стержня 250/350/450 мм с точностью по длине (по ГОСТ) ± 2 мм. Сегодня, в связи с повышением требований к точности по длине стержня, освоено изготовление станков с рубкой в упор. Стандартные размеры стержней, производимых на наших станках: длина от 250 до 450 мм, необходимая длина (любая в указанном диапазоне) выставляется по упору, диаметры от 2,5 до 6 мм. Отклонение по длине стержня $\pm 0,3$ мм. Скорость рубки на длине 450 мм до 200 шт./мин.

Станок имеет две пары подающих и одну пару тянущих роликов, пятисухарный правильный барабан с твердосплавными сухарями. Зарядка проволоки в правильный барабан механизирована и не требует изменения настройки сухарей. Скорости подачи проволоки, вращения правильного барабана и рубки регулируются в широком диапазоне частотными преобразователями.

Под запрос потребителей разработан станок для рубки проволоки, использующейся при сварке в защитных газах, из титановых сплавов, высоколегированных сталей, алюминиевых и медных сплавов длиной от 250 до 800 мм, диаметром от 1,6 до 6 мм.

Основной узел — правильный барабан с вращающимися правильными роликами, который обеспечивает подачу и правку проволоки. Барабан подпружинен и может перемещаться вдоль оси, компенсируя остановку проволоки в момент рубки. Механизм рубки — качающийся нож, заблокированный с направляющей рейкой. Нож приводится кулачком, связанным с постоянно вращающейся осью маховика электромагнитной муфты. Сигнал на включение муфты подается при достижении выправленной проволокой концевого выключателя, установленного на необходимую длину от 250 до 800 мм.

Для исключения деформации тонких, не жестких проволок, перед барабаном устанавливается тормозной узел, останавливающий движение проволоки в момент рубки.

Станок может быть оснащен устройством для клеймения стержней.

Для рубки сварочной проволоки на крупную, используемую в качестве присадочного материала для сварки под слоем флюса, разработан станок МРП-30, позволяющий рубить проволоку диаметром от 0,8 до 4,0 мм с производительностью до 30 кг/ч.

Станки комплектуются безынерционным размоточным устройством УРБ-1,3, состоящим из станины, на которую надевается не вращающаяся бухта проволоки массой до 1,3 т, вращающегося от натяжения проволоки поводка, конуса ограждения. Направление размотки бухты любое.

С характеристиками оборудования РОТЕКС
можно ознакомиться на сайте www.rotex.ru

УДК 621.791.92.004.67

ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ И УПРОЧНЯЮЩАЯ НАПЛАВКА ДЕТАЛЕЙ ШТАМПОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Е. А. СОЛОМКА¹, А. И. ЛОБАНОВ¹, Л. Н. ОРЛОВ², А. А. ГОЛЯКЕВИЧ², А. В. ХИЛЬКО²

¹ ПАО «Энергомашспецсталь». 84306, Донецкая обл., г. Краматорск, ул. Совхозная, 15

² ООО «ТМ.ВЕЛТЕК». 03680, г. Киев, ул. Боженко, 15. E-mail: office@veldtec.ua

Приведены результаты работ по увеличению ресурса оснастки кузнечно-прессового оборудования путем применения электродуговой наплавки наплавочными электродами и порошковыми проволоками. Предпочтительно создание и применение специализированных порошковых проволок, обеспечивающих высокий ресурс наплавленного металла путем оптимизации его легирования. Показано, что применение восстановительной наплавки существенно увеличивает межремонтный цикл работы бойков прессов и обеспечивает экономический эффект эксплуатации оборудования. Библиогр. 8, рис. 5.

Ключевые слова: дуговая наплавка, детали штампового оборудования, восстановление и упрочнение, порошковая проволока, продление ресурса

В кузнечно-прессовом цехе ПАО «Энергомашспецсталь» постоянно проводится ремонт и изготовление оснастки для различных видов кузнечно-прессовых операций, в том числе бойков. Для увеличения стойкости и минимизации сроков ремонта инструмента проведен анализ применения существующих наплавочных материалов при наплавке бойков из условия обеспечения сочетания цены и ресурса инструмента [1–7].

Ремонт инструмента кузнечно-прессового оборудования наплавкой эффективен благодаря более низкой цене по сравнению с покупкой новой детали. Штампы и бойки для горячей штамповки иковки, пресс-формы для литья под давлением испытывают тепловые удары, высокие удельные давления, износ истиранием, которые приводят к образованию трещин, задигов и рисок, потери геометрии рабочих поверхностей деталей.

При выборе наплавочного материала применительно к ремонту штампов бойков молотов и быстроходных прессов металл должен иметь комплекс свойств в зависимости от условий контакта с горячим металлом. В условиях быстрого деформирования определяющими являются вязкость, разгаростойкость и сопротивление пластической

деформации. В условиях медленного деформирования дополнительно предъявляются повышенные требования к теплостойкости и окалинестойкости [8].

В настоящей работе рассмотрены особенности технологии ремонтной наплавки плоского бойка и плоского вкладыша из стали 5ХНМ (рис. 1).

Данный вид оснастки довольно интенсивно используется на прессе усилием 31,5 МН для изготовления часто варьируемой номенклатуры изделий, что приводит к его быстрому локальному износу. После выработки рабочей поверхности и появления наплывов металла бойки и вкладыши подвергаются переточке рабочей части в среднем толщиной около 70 мм.

Для ремонта инструмента рассматривалось применение трех вариантов наплавки электродами различного типа легирования: ХН65МВ; Stelloy C-O, Stelloy Ni520-G и ОЗШ-1, ОЗШ-6.

После предварительного изучения характеристик и особенностей применения данных материалов предпочтение было отдано электродам ОЗШ-1 и ОЗШ-6, поскольку они не требуют применения специального оборудования и их стоимость ниже. Наплавку выполняли с предва-

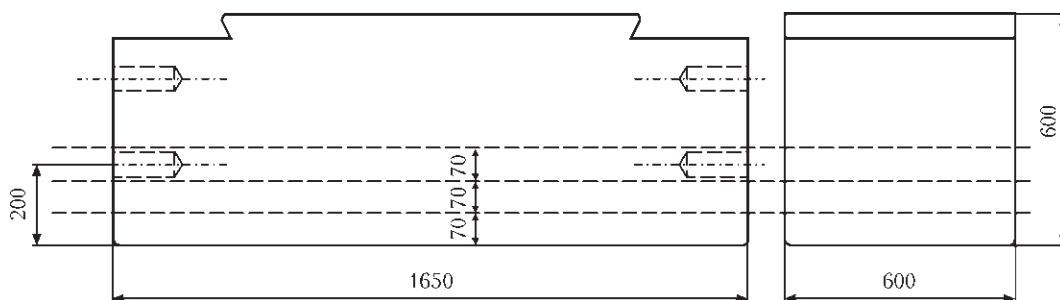


Рис. 1. Боек пресса усилием 31,5 МН

© Е. А. Соломка, А. И. Лобанов, Л. Н. Орлов, А. А. Голякевич, А. В. Хилько, 2014

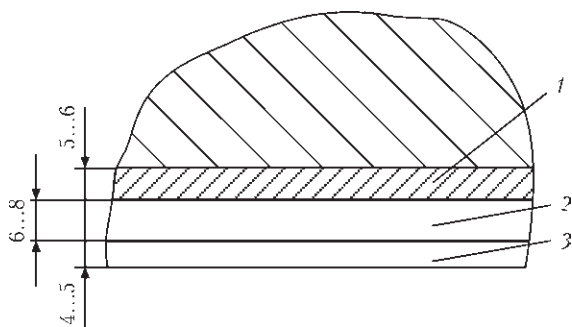


Рис. 2. Схема расположения слоев наплавки: 1 — подслой; 2 — промежуточный слой; 3 — рабочий слой

рительным подогревом бойков до температуры 300...400 °С одновременно двумя газовоздушными горелками. Наплавку бойка и вкладыша выполняли тремя слоями (рис. 2): подслой — проволока Св-08Г2С; промежуточный слой — электроды ОЗШ-1; рабочий слой — электроды ОЗШ-6.

После каждого прохода проводили проковку наплавленного слоя. После окончания наплавки бойки помещали в печь для проведения отпуска при 580 °С. Температура предварительно прогретой печи составляла 400 °С, время выдержки 3 ч, скорость нагрева и охлаждения с печью 50 °С/ч.

Наплавленный боек и вкладыш прошли проверку на прессе усилием 31,5 МН в кузнечно-прессовом цехе № 1. Сравнение ресурса работы ненаплавленного и наплавленного инструмента показало следующее:

- ненаплавленный боек использовался в работе с 23.11.2011 по 25.01.2012 гг. и позволил отковать 781,7 т с нормой расхода 5,7 кг/т, при этом рабочая зона бойка потребовала переточки;

- наплавленный боек использовался с 25.01.2012 по 07.05.2012 гг. и позволил отковать 2201,13 т с нормой расхода 2,1 кг/т, что обеспечило повышение ресурса инструмента в 2,8 раза (рис. 3).

В обоих случаях в рабочей зоне бойка образовывалась выработка (рис. 4), которая устранялась наплавкой этого участка и последующей обработкой бойка.

Экономический эффект при среднем откове поковок 21000 т/год на прессе усилием 31,5 МН составил 98700 грн.

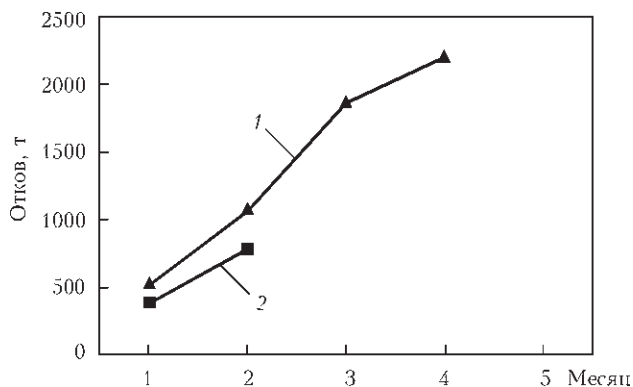


Рис. 3. Ресурс наплавленного (1) и ненаплавленного (2) бойка пресса

Для восстановительной и упрочняющей наплавки как изношенных деталей штампов (пуансоны, матрицы, изготовленные из инструментальных сталей (5ХГМ, 5ХНВ, 5ХНМ, 7Х3, У10А и др.), так и новых, изготовленных из инструментальных и конструкционных марок сталей (сталь 45, Ст5 и др.) предприятием ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» разработаны порошковые проволоки ВЕЛТЕК-Н460.01, ВЕЛТЕК-Н460.04, ВЕЛТЕК-Н460.05 взамен электродов ЦШ-1(30В8Х3), Ш-1, Ш-16 ЦН-4(35Г6), ЦН-5, НЖ-2, НЖ-3 (ГОСТ 10051–62).

Система легирования порошковых проволок основана на оптимизации легирования наплавленного металла углеродом, кремнием, марганцем, никелем, хромом, молибденом, ванадием, вольфрамом, титаном, благодаря чему обеспечивается получение в наплавленном металле низкоуглеродистой мартенситной матрицы, упрочненной дисперсными карбидами и интерметаллидами.

Наплавленный металл порошковых проволок ВЕЛТЕК-Н460.01 (HRC 38-45) и ВЕЛТЕК-Н460.05 (HRC 48-54) отличается высокой износостойкостью в условиях эксплуатации штампов холодного и горячего деформирования металлов, удовлетворительно сопротивляется высокому давлению и ударам. Для наплавки в ручьях штампа мест, требующих высокой твердости и износоустойчивости бойков кузнечно-прессового оборудования, рекомендуется использовать проволоку ВЕЛТЕК-Н460.05.

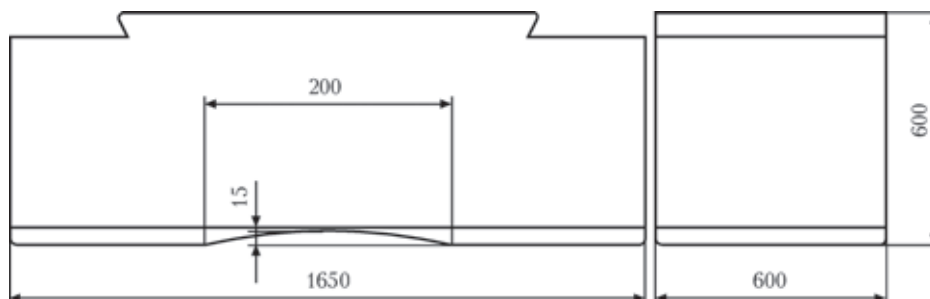


Рис. 4. Выработка рабочей поверхности бойка пресса

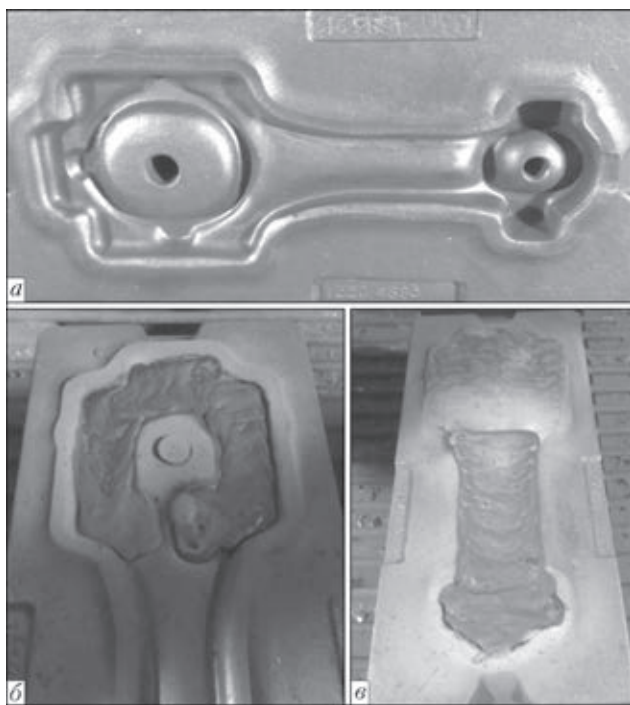


Рис. 5. Ремонт штампа детали (шатуна): а — состояние изношенной рабочей поверхности штампа; б — наплавка валика-ми без колебаний; в — наплавка с колебаниями

Применительно к упрочнению и ремонту деталей штампов из сталей 5ХНМ, 5ХНВ, 38ХНЗМ-БА для прессования заготовок меди, латуни Л63, сплавов ШВ15-1 предпочтительно применить проволоку ВЕЛТЕК-Н460.04 (*HRC* 48-54). Наплавленный металл имеет повышенную стойкость к «схватыванию» заготовки с рабочей поверхностью штампа. Наплавка выполняется на постоянном токе обратной полярности с защитой смесью газов $82\text{Ar} + 18\text{CO}_2$.

Проволока ВЕЛТЕК-Н460.01 также успешно применялась для ремонта штампов производства коленчатых валов и шатунов двигателей автомобилей «КамАЗ» (г. Набережные Челны) (рис. 5).

Подлежащие наплавке штампы подвергались отжигу, дефектные места расчищали, трещины удаляли фрезерованием и снимали в ручьях фаски для наплавки. Дефектные места расфрезеровывали, а в некоторых случаях просто расчищали абразивным инструментом, но без резких переходов. Все фаски и канавки после обработки любым способом имели закругления с радиусом не менее $R = 3$ мм. Угол развала выборки трещин не менее 40° , а ширина дна не менее 9 мм.

При ремонте мест с трещинами после разделки трещины под наплавку основание разделки заправляли проволокой ВЕЛТЕК-Н252-М с последующей наплавкой проволоками ВЕЛ-

ТЕК-Н460.01 или ВЕЛТЕК-Н460.05. Подготовленные для наплавки штампы предварительно нагревали до $350...400^\circ\text{C}$, чтобы избежать появления трещин от нагрева при наплавке. Кратеры заправляли короткой дугой с минимальным проплавлением и резким обрывом дуги. Штампы, требующие обработки рабочих поверхностей режущим инструментом, сразу после наплавки подвергали отжигу (900°C в течение 2 ч, охлаждение с печью). Допускается проведение отжига после медленного охлаждения деталей. После отжига проводили механическую обработку штампов и последующую их закалку и отпуск.

Опыт применения порошковых проволок ВЕЛТЕК-Н460.01, ВЕЛТЕК-Н460.05 показал, что повышение эффективности ремонта бойка, вкладышей, штампов достигается увеличением производительности процесса наплавки, снижением затрат на вспомогательное время и особенно снижением расхода наплавочного материала. Расход электродов на 1 кг наплавленного металла составляет 1,8 кг, а порошковой проволоки 1,17 кг, при практически равной цене наплавочного материала.

Выводы

1. Применение полуавтоматической электродуговой наплавки снижает трудозатраты при ремонте оснастки кузнечно-прессового оборудования и повышает продолжительность межремонтного цикла.

2. Применение порошковой проволоки позволяет повысить эффективность наплавочных работ более чем в 1,5 раза.

1. Атрошенко А. П. Повышение долговечности штампов горячей штамповки. — Л.: Металлургия, 1971. — 347 с.
2. Вельский Е. И. Износ кузнечного инструмента и пути повышения его стойкости // Кузнечно-штамповочное производство. — 1973. — № 3. — С. 1-3.
3. ГОСТ 10543-98. Проволока стальная наплавочная. Технические условия. — Введ. 01.01.2001.
4. ГОСТ 10051-75. Электроды покрытые металлические для ручной дуговой наплавки поверхностных слоев с особыми свойствами. Типы. — Введ. 01.01.1977.
5. Наплавочные материалы стран-членов СЭВ. Каталог. Киев-М.: МЦМТИ, 1979. — 620 с.
6. Порошковые проволоки для наплавки, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона / И. А. Рябцев, А. П. Жудра, Г. А. Кирилук, И. А. Кондратьев // Сварщик. — 2007. — № 1. — С. 30-32.
7. Кондратьев И. А., Рябцев И. А. Наплавка штампового инструмента для горячего деформирования металла слоем мартенситностареющей стали // Там же. — 2009. — № 4. — С. 6-7.
8. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. — М.: Металлургия, 1983. — 527 с.

Поступила в редакцию 21.03.2014

ВЫБОР ЗАЩИТНОГО ГАЗА ДЛЯ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

В. П. ЕЛАГИН

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

Механизированная многослойная сварка МИГ/МАГ с использованием высоколегированных проволок сопряжена с возможностью обраования в металле шва несплавлений и зашлаковок. Поэтому совершенствование технологии, в частности, выбор состава защитного газа является актуальным. Показана возможность применения при механизированной дуговой сварке разнородных сталей в качестве защитного газа смесей $\text{CO}_2 + 3\% \text{N}_2$ и $\text{CO}_2 + 3\% \text{N}_2 + 0,5\% \text{O}_2$. Показано, что окисление металла происходит преимущественно в междендритных областях, интенсивность которого усиливается при увеличении количества никеля в сварочной проволоке. Легирование металла шва азотом не изменяет интенсивность процесса окисления металла и практически не влияет на делимость шлаковой корки с поверхности наплавленного металла. Библиогр. 17, табл. 2, рис. 3.

Ключевые слова: механизированная дуговая сварка, защитный газ, CO_2 , азот, газовые смеси высоколегированный металл шва, шлаковая корка, шпинели, легирование азотом

Особенностью механизированной дуговой сварки высоколегированной проволокой в защитном газе является высокая склонность металла к окислению в сварочной зоне и образованию в шве несплавлений и зашлаковок [1]. При сварке в среде аргона этому способствует низкая стабильность сварочной дуги, приводящая к нарушению процесса сварки и газовой защиты, а в смеси аргона с CO_2 или с кислородом — окисление металла самим защитным газом. Применяются для защиты зоны сварки и азотосодержащий газ — азот [2], смеси аргона или CO_2 с азотом [3] или с воздухом [4, 5], но при этом, кроме того, возникает опасность образования пор в шве [4, 6]. Большой выбор разных составов защитных газов для практически похожих технологических вариантов свидетельствует о том, что разработка газовых смесей, а также развитие теории процесса сварки в защитном газе еще продолжаются, что подтверждается многочисленными публикациями на эту тему [7, 8].

Кроме состава защитного газа на качество швов большое влияние оказывает и состав электродной проволоки. Выбор ее, как правило, определяется условиями эксплуатации сварного соединения. Для сварки разнородных сталей разработаны сварочные проволоки типа 08X20H-25M3Г2, 08X25H40M8Г2 и 08X25H60M10Г2 [9]. Повышенное содержание хрома и молибдена в них предназначено для предотвращения образования горячих трещин в шве, а никеля — для снижения толщины мартенситной прослойки в зоне сплавления с перлитной сталью и торможения развития структурной неоднородности в

этой зоне при эксплуатационном нагреве [1]. Однако, хром и молибден при окислении образуют шпинели типа MeR_2O_4 , где в качестве Me выступают элементы Fe, Mn, Mg, а в качестве R — Al, Cr, V, Mo [10], находящиеся в твердом растворе металла проволоки. Высказано предположение, что при этом создается переходной слой между шлаком и поверхностью шва, который способствует их прочному соединению [11]. Известна сварочная высоколегированная проволока типа 08X20H9Г7Т, которая была разработана для сварки в CO_2 высокопрочных сталей [12]. Она нашла успешное применение и для сварки разнородных сталей [13]. Отличительной особенностью ее состава является пониженное содержание никеля в ней и шпинелеобразующих элементов, а также наличие активных элементов-раскислителей, таких как кремний, титан, марганец, что позволяет получить металл шва без дефектов за счет самоотделения шлаковой корки с поверхности наплавленного металла при охлаждении. Недостаточное содержание аустенизирующих элементов в этой проволоке ограничивает ее применение для сварки разнородных сталей из-за образования и развития структурной неоднородности в зоне сплавления с перлитной сталью [1].

В ИЭС им. Е. О. Патона было установлено [14], что дополнительное легирование аустенитного металла шва азотом при сварке разнородных сталей позволяет, как и легирование никелем, снизить развитие структурной неоднородности в зоне сплавления с перлитной сталью. Это объясняется как аустенизирующей способностью азота, так и его влиянием на снижение диффузии углерода. Кроме этого, азот защищает высоколегированный

металл от окисления и обеспечивает высокую стабильность процесса сварки, что предотвращает образование на поверхности шва шлаковой корки, а в металле шва — несплавлений и зашлаковок [2]. Однако в зоне сплавления с перлитной сталью могут образовываться поры [15–17], которые невозможно предотвратить при снижении количества азота даже до 0,5 % в смеси его с аргонem. Устранить образование пор позволяет добавка к CO_2 азота или воздуха до 14 % с легированием металла шва азотом в количестве до 0,40 % [17]. Полученные результаты были использованы в технологии дуговой сварки теплоустойчивых сталей нефтеперерабатывающего оборудования с применением электродной проволоки 08X20H9Г7Т [13]. Представляет интерес исследовать влияние азота в составе газовой смеси CO_2 и O_2 на окисление высоколегированного металла шва и отделимость шлаковой корки при сварке электродными проволоками типа 08X20H25M3Г2 и 08X25H40M6Г2, рекомендованных для сварки разнородных сталей.

С этой целью производили однослойные наплавки вышеперечисленными проволоками диаметром 2,0 мм на пластины, расположенные под различными углами к горизонту, а также многослойную сварку пластин толщиной 22 мм из стали 12Х5М многослойными швами в CO_2 и его смесях с азотом и кислородом. Для сравнения выполняли также наплавки сварочной проволокой типа 08X20H9Г7Т, образующей при сварке в CO_2 шлаковую корку, обладающей хорошей отделимостью.

Наплавки и многослойные швы выполнялись сварочным автоматом АДГ-502 при питании сварочной дуги постоянным током обратной полярности от выпрямителя ВДУ-504. Ток сварки —

220...320 А, напряжение на дуге — 24...28 В и скорость сварки — 14...20 м/ч, расход защитного газа — 12 л/мин.

Влияние составов защитного газа и сварочной проволоки на окисление металла и отделимость шлаковой корки оценивали отношением общего количества шлака, которое собирали после тщательной механической очистки поверхности наплавки к количеству шлака, самоотделившегося от поверхности наплавленного металла в процессе охлаждения. Результаты приведены в табл. 1, а общий вид поверхности наплавки до и после очистки показан на рис. 1, а–г.

Как видно из рис. 1 поверхности наплавки до и после очистки, а также имеющаяся на ней шлаковая корка существенно отличаются. Поверхности наплавки, выполненных с применением сварочной проволоки 08X20H9Г7Т имеют меньшую шероховатость, но покрыты более толстым слоем стеклоподобного шлака, который самостоятельно отделяется от поверхности металла при охлаждении (рис. 1, а). После механической зачистки от остатков шлака обнажается светлая поверхность наплавки (рис. 1, б). На поверхности же наплавки, выполненных с применением сварочной проволокой 08X20H25M6Г7 шлаковая корка обладает частичной отделимостью при охлаждении и труднее удаляется при механической зачистке, а с применением проволоки типа 08X25H40M6Г2 она самостоятельно практически не отделяется. После механической зачистки наплавленная поверхность остается темной и имеет значительную шероховатость из-за наличия бугорков металла (рис. 1, в, г). Наибольшее количество шлака образуется на поверхности наплавки, выполненных с применением проволоки 08X20H9Г7Т и оно снижается с увели-

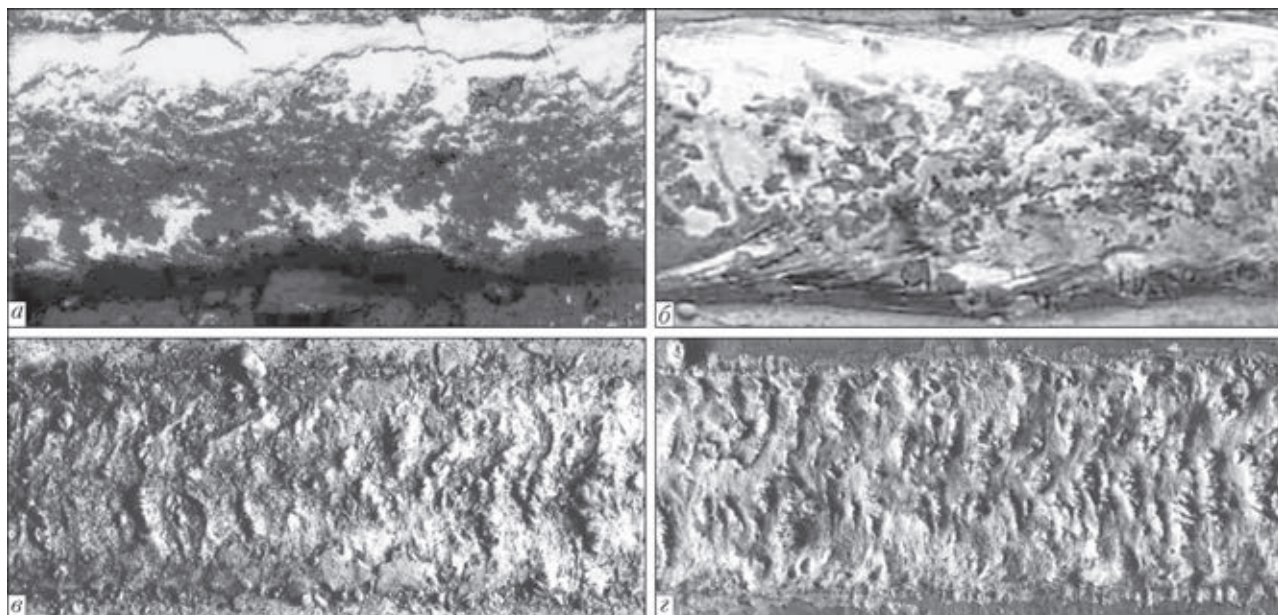


Рис. 1. Общий вид поверхности наплавки, выполненных дуговой сваркой в $\text{CO}_2+3\% \text{N}_2$ проволоками 08X20H9Г7Т (а, б) и 08X25H40M6Г2 (в, г); а, в — до и б, г — после очистки, $\times 2$

Таблица 1. Состав шлаковой корки, образующейся на поверхности металла шва

Сварочная проволока	Состав защитного газа	FeO	SiO ₂	MnO	TiO ₂	MoO ₃	NiO	Cr ₂ O ₃	Количество* шлака, ×10 ⁻³ г/мм ²
08X20H9Г7Т	CO ₂	0,7	12,3	38,5	19,4	-	-	12,8	$\frac{12,9(11,5)}{1,12}$
	CO ₂ +3 % N ₂	0,6	8,3	32,2	11,3	-	-	6,4	$\frac{10,5(9,3)}{1,13}$
	CO ₂ +3 % N ₂ + 0,5 % O ₂	0,7	11,4	36,8	17,4	-	-	11,4	$\frac{12,7(10,8)}{1,17}$
08X20H25M6 Г7	CO ₂	16,5	5,6	38,5	16,5	1,6	3,25	26,5	$\frac{10,1(5,11)}{1,97}$
	CO ₂ +3 % N ₂	15,4	4,4	33,2	12,5	0,8	3,1	22,4	$\frac{7,8(4,11)}{1,89}$
	CO ₂ +3 % N ₂ + 0,5 % O ₂	17,3	6,7	39,1	17,6	1,4	2,2	21,5	$\frac{8,5(3,6)}{2,36}$
08X25H40M6Г2	CO ₂	22	3,8	10,4	5,06	3,2	5,12	46,5	$\frac{8,41(0,2)}{42,1}$
	CO ₂ +3 % N ₂	19,3	2,8	9,7	3,3	2,3	4,2	38,3	$\frac{5,2(0)}{-}$
	CO ₂ +3 % N ₂ + 0,5 % O ₂	21	3,2	6,4	4,4	3,1	4,8	44,3	$\frac{7,3(0)}{-}$

* — в числителе приведены общее и самоотделившееся (в скобках) количество шлака , а в знаменателе — их соотношение.

чением уровня легирования сварочных проволок. Добавка азота в состав защитного газа снижает количество шлака, а кислорода — увеличивает, но это заметно не отражается на его отделимости (табл. 1).

Изменения элементного состава шлака определяли рентгеноспектральным флуоресцентным методом на квантометре КРФ-18. В шлаке, обладающем хорошей и частичной отделимостью, зна-

чительно больше оксидов кремния, марганца и титана и меньше оксидов железа и хрома. Обращает внимание, что с увеличением количества никеля в составе проволок 08X20H25M6Г7 и 08X25H-40M6Г2, растет количество в составе шлака оксидов железа и никеля. Видимо, это происходит вследствие протекания на поверхности металла кремне-марганцевосстановительных процессов, которые можно описать уравнениями [10]:

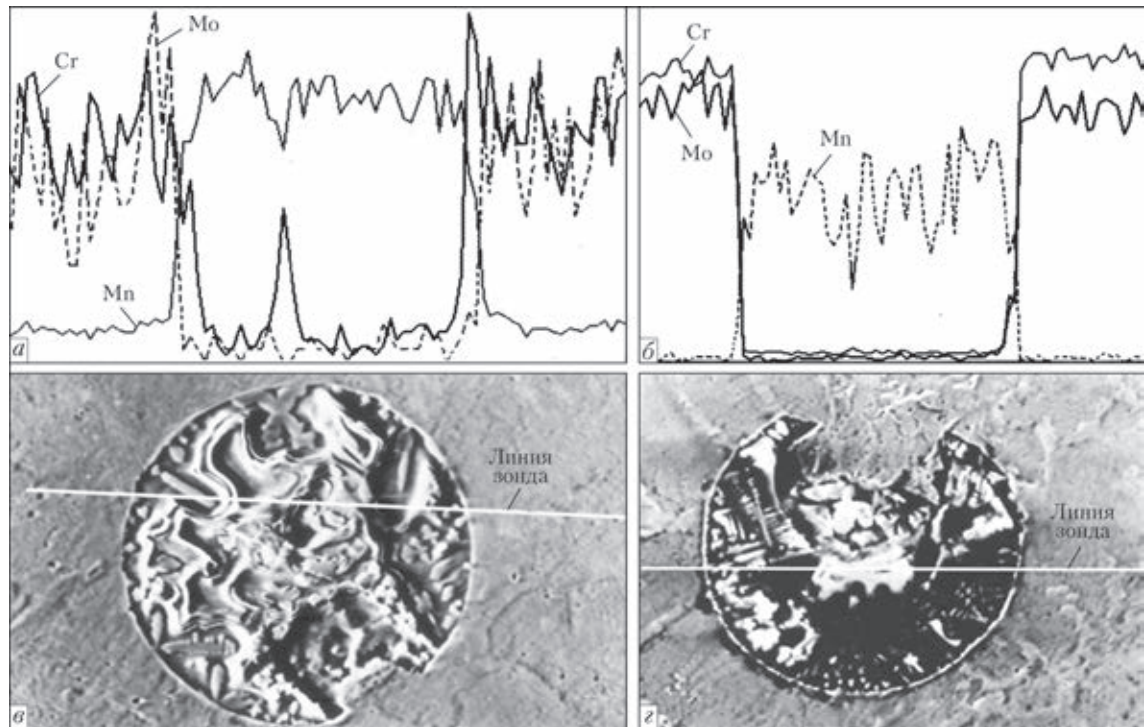


Рис. 2. Распределение химических элементов поперек неметаллического включения, расположенного в подповерхностном участке (а, в) и нижней части наплавки, ×1000 (б, г)

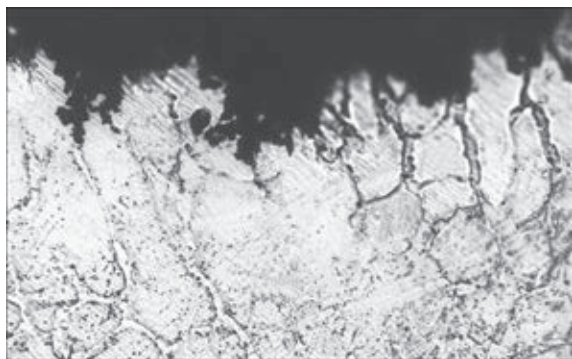
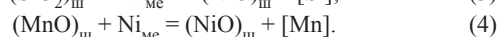
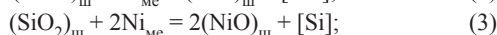
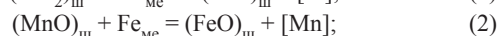


Рис. 3. Микроструктура ($\times 400$) подповерхностного участка металла, наплавленного проволокой 08X25H40M6Г2 в смеси $\text{CO}_2 + 3\% \text{N}_2$



То есть, можно предположить, что с увеличением содержания никеля в металле усиливается интенсивность протекания процессов окисления поверхности металла с образованием тонкой оксидной пленки. Находящиеся в шлаке оксиды хрома и молибдена вступают с ней во взаимодействие, образуя хромо- и молибденовые шпинели, прочно соединенные с поверхностью металла.

Для подтверждения этого было исследовано распределение химических элементов между металлом и неметаллическим включением микрорентгеноспектральным анализом с помощью растрового микроскопа-микроанализатора «Camebax SX-50». Исследования проводили на подповерхностном участке, расположенном на расстоянии 0,2 мм от поверхности со шлаком и участке, расположенном в нижнем сечении валика, наплавленного с применением проволоки 08X25H40M6Г2 в CO_2 . Результаты исследований представлены на рис. 2, а, б. В табл. 2 приведе-

на микрохимическая неоднородность и изменение степени ликвации элементов в подповерхностном участке на расстоянии 0,1...0,2 мм от поверхности и в нижней части наплавки.

Неметаллическое включение, расположенное в подповерхностном участке, не имеет зазора с металлом по всему его периметру (рис. 2, а). При этом, на участках перехода от металла к включению кривых распределения хрома и молибдена имеются пики, свидетельствующие о повышенном содержании этих элементов. Такого местного повышения их количества на участке перехода от металла к неметаллическому включению, расположенного в нижней части наплавки, не наблюдается и, кроме того, оно на большей части периметра имеет зазор с металлом (рис. 2, б).

Повышенное количества хрома и молибдена на участках перехода от металла к включению в подповерхностной зоне свидетельствует о большей длительности высокотемпературного нагрева металла этой зоны, при котором происходит перемещение этих элементов к участкам протекания интенсивных окислительно-восстановительных процессов. Это подтверждают и результаты исследований химической микронеоднородности, приведенные в табл. 2.

Металл подповерхностного участка по сравнению с нижним участком обеднен углеродом, кремнием, марганцем и хромом, но обогащен молибденом и никелем, при этом степень ликвации практически всех элементов в металле вблизи поверхности более высокая из-за большего количества их в междендритных областях, чем в теле дендрита. Об этом свидетельствует и микроструктура подповерхностного участка (рис. 3). В слое металла толщиной до 0,5 мм наблюдается укрупнение междендритных областей и образование в них участков окисления. Это согласуется с ре-

Таблица 2. Микрохимическая неоднородность участков металла наплавленного проволокой типа 08X20H25M6Г7 в CO_2 и в смеси $\text{CO}_2 + 3\% \text{N}_2$

Исследуемый объект			Содержание элементов, мас. %						
			C	Si	Mo	Cr	Mn	Ni	Fe
Наплавка в CO_2	Подповерхностная часть валика	Междендритная область ($C_{\text{гр}}$)	0,283	0,216	5,65	10,28	3,12	14,1	67,6
		Дендрит ($C_{\text{д}}$)	0,075	0,13	3,086	9,09	2,23	13,69	73,13
		Степень ликвации ($C_{\text{гр}}/C_{\text{д}}$)	3,77	1,66	1,83	1,13	1,4	1,03	0,92
	Нижняя часть валика	Междендритная область ($C_{\text{гр}}$)	0,501	0,257	3,78	11,02	4,23	13,78	68,35
		Дендрит ($C_{\text{д}}$)	0,19	0,185	2,79	10,31	3,4	13,1	72,53
		Степень ликвации ($C_{\text{гр}}/C_{\text{д}}$)	2,62	1,39	1,41	1,07	1,24	1,05	0,94
Наплавка в смеси $\text{CO}_2 + 3\% \text{N}_2$	Подповерхностная часть валика	Междендритная область ($C_{\text{гр}}$)	0,203	0,156	5,35	9,05	3,08	13,5	63,6
		Дендрит ($C_{\text{д}}$)	0,065	0,11	3,186	8,03	2,36	12,91	70,63
		Степень ликвации ($C_{\text{гр}}/C_{\text{д}}$)	3,53	1,41	1,68	1,127	1,30	1,046	0,90
	Нижняя часть валика	Междендритная область ($C_{\text{гр}}$)	0,491	0,223	4,73	11,02	3,93	13,55	69,88
		Дендрит ($C_{\text{д}}$)	0,187	0,175	2,51	10,11	3,1	12,9	71,54
		Степень ликвации ($C_{\text{гр}}/C_{\text{д}}$)	2,62	1,27	1,48	1,09	1,26	1,05	0,97

зультатами исследований микрохимической неоднородности, приведенных в табл. 2. Легирование металла азотом на микрохимическую неоднородность исследуемых участков практически не повлияло.

Таким образом, можно утверждать, что окислительно-восстановительные процессы протекают преимущественно по междендритным областям аустенитного металла шва в подповерхностном участке. Повышение количества никеля в металле усиливает их интенсивность с образованием оксидов хрома и молибдена шпинельного типа, что ухудшает делимость шлаковой корки. Легирование металла азотом существенно на эти процессы не влияет и поэтому не ухудшает делимость шлаковой корки.

Выводы

1. Показана возможность применения в качестве защитного газа смесей $\text{CO}_2 + 3\% \text{N}_2$ и $\text{CO}_2 + 3\% \text{N}_2 + 0,5\% \text{O}_2$ при механизированной сварке разнородных сталей.

2. При сварке электродной проволокой типа 08X20H9Г7Т в защитных газовых смесях $\text{CO}_2 + 3\% \text{N}_2$ и $\text{CO}_2 + 3\% \text{N}_2 + 0,5\% \text{O}_2$, образующаяся шлаковая корка самостоятельно отделяется от поверхности шва и обеспечивается выполнение сварного шва без несплавлений и зашлаковок.

3. Более высокое содержание в сварочных проволоках никеля, а также наличие молибдена ухудшают делимость шлаковой корки вследствие усиления интенсивности окислительно-восстановительных процессов преимущественно в междендритных областях аустенитного металла шва и образования оксидов хрома и молибдена шпинельного типа. Выполнение бездефектного шва в этом случае возможно только при условии тщательной механической послойной зачистки поверхности шва.

4. Легирование металла азотом существенно не влияет на протекание окислительно-восстановительных процессов на поверхности аустенитного

металла шва и поэтому не ухудшает делимость шлаковой корки.

1. Сварка перлитных сталей аустенитными материалами / Ю. Н. Готальский // Отв. ред. К. А. Ющенко. – Ин-т электросварки им. Е. О. Патона. – Киев: Наук. думка, 1992. – 224 с.
2. Дятлов В. И., Коринец И. Ф. Автоматическая сварка в азоте аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов // Автомат. сварка. – 1968. – № 9. – С. 25.
3. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей. – Киев: Техніка, 1975. – 376 с.
4. Нечаев В. А., Тимофеев М. М., Рубенник Ю. И. Влияние режима сварки на поглощение азота металлом при сварке незащищенной дугой высоколегированной аустенитной проволокой // Свароч. пр-во. – 1974. – № 4. – С. 24–26.
5. Лопухов Ю. И., Ивницкий Б. П., Сорокин Г. А. Газоэлектрическая наплавка арматуры в азотсодержащей защитной атмосфере // Энергомашиностроение. – 1989. – № 9. – С. 33–35.
6. Котвицкий А. Д. Сварка в среде защитных газов. – М.: Высш. шк., 1974. – 222 с.
7. Lettle K., Stapon G. How to simplify the choice of shielding gas. // Practical welding today (USA). – 2005. – 9, № 1 (January/February). – P. 22–25.
8. Herold H. et al. The use of nitrogen gas at welding of heat-resistant nickel alloys. – Australasian welding (Australia). – 2005. – Vol. 50, Second Quarter. – P. 40–47.
9. Готальский Ю. Я., Снисарь В. В. Проволоки для сварки разнородных сталей // Свароч. пр-во. – 1970. – № 2. – С. 42–44.
10. Потапов Н. Н. Окисление металлов при сварке плавлением. – М.: Машиностроение, 1985. – 216 с.
11. Готальский Ю. Н., Стретович А. Д. О механизме сцепления шлаковой корки с металлом шва // Свароч. пр-во. – 1976. – № 11. – С. 54–56.
12. Мусияченко В. Ф., Миходуй Л. И. Дуговая сварка высокопрочных легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1987. – 140 с.
13. Елагин В. П., Снисарь В. В., Липодаев В. Н. Механизированная сварка стали 15Х5М без подогрева и термообработки // Автомат. сварка. – 1995. – № 8. – С. 19–24.
14. Влияние легирования аустенитного шва азотом на развитие структурной неоднородности в зоне сплавления с перлитной сталью / В. В. Снисарь, В. Н. Липодаев, В. П. Елагин и др. // Автомат. сварка. – 1991. – № 2. – С. 10–14.
15. Підгаєцький В. В. Пори, включення та тріщини у зварних швах. – Київ: Техніка; 1970. – 236 с.
16. Грищенко Л. В., Киселев Я. Н., Петрыкин В. М. Снижение склонности к порообразованию в металле шва при сварке аустенитными электродами на хромоникелевой основе // Вопросы судостроения. Сер. Сварка. – 1987. – Вып. 26. – С. 20–24.
17. Елагин В. П., Снисарь В. В., Липодаев В. Н. Особенности дуговой сварки в азотсодержащих защитных газах аустенитными проволоками разнородных и перлитных сталей // Автомат. сварка. – 1993. – № 7. – С. 12–16.

Поступила в редакцию 14.05.2014

УДК 669.245:621.791(964+92)

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ АКТИВНЫХ ГАЗОВ И СПЛОШНОСТИ ДИСПЕРСНОЙ ПРИСАДКИ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ ВАЛИКА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКЕ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

К. А. ЮЩЕНКО, А. В. ЯРОВИЦЫН

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

Рассмотрены особенности формирования наплавленного металла при микроплазменной порошковой наплавке никелевых жаропрочных сплавов в зависимости от наличия в присадочном порошке активных газов. Исходя из содержания кислорода и азота, установлены условия качественного формирования наплавляемого металла и требования к присадочным порошкам. Показана взаимосвязь между наличием микропор в наплавленном металле и присутствием их внутри дисперсных частиц порошка. Описан вероятный механизм образования микропористости, оценено влияние технологических параметров процесса на количество и размер микропор в наплавленном металле. Библиогр. 25, табл. 2, рис. 10.

Ключевые слова: микроплазменная порошковая наплавка, никелевые жаропрочные сплавы, наплавленный металл, присадочный порошок, кислород и азот, микропористость порошка и наплавленного металла

Известно, что наличие дефектов в сварных соединениях, в частности отклонений от заданной формы и сплошности наплавленного металла, приводит к значительному снижению эксплуатационных характеристик изделия [1].

Основные γ' -образующие элементы никелевых жаропрочных сплавов, алюминий и титан; хром, а также другие тугоплавкие легирующие элементы в результате их высокого сродства к кислороду являются причиной образования при сварке плавлением тугоплавких оксидов [2–5], в частности, включений в наплавленном металле, несплавлений. Их присутствие в сварочной ванне вызывает необходимость существенного повышения сварочного тока для обеспечения приемлемой растекаемости наплавляемого металла [4, 5]. Ввиду ограниченной свариваемости никелевых сплавов с содержанием γ' -фазы более 45 об. %, повышение удельных тепловложений увеличивает вероятность образования горячих трещин при сварке и трещин в процессе последующей термической обработки [2, 5, 6]. Поэтому обеспечение качественного формирования наплавляемого металла для таких материалов тесно взаимосвязано с технологической прочностью сварного соединения и, наряду с оптимальной структурой, является важнейшей составляющей качества и эксплуатационной надежности сварных соединений.

Процесс микроплазменной порошковой наплавки применяется при ремонте уплотнительных, антивибрационных элементов лопаток авиационных газотурбинных двигателей [7, 8].

Для данного процесса серийно производятся присадочные распыленные порошки никелевых сплавов с различным содержанием γ' -фазы. Поступление в наплавленный металл никелевых жаропрочных сплавов относительно небольшого количества активных газов [9] может вызвать отклонения от его качественного формирования. Исходя из опыта наплавки и эксплуатации восстановленных лопаток, важным является качество дисперсной присадки, которое, в частности определяется содержанием кислорода и азота.

В порошковой металлургии известно об отрицательном влиянии микропор в дисперсных частицах на служебные свойства изделий. Механизм их образования в процессе распыления расплава инертным газом описан в работах [2, 10, 11]. Он протекает в четыре стадии: внедрение порций газа-энергоносителя в струю расплава, вытекающую из форсунки; распад порций газа на пузырьки в струе расплавленного металла; распад струи на фрагменты, часть из которых несет газовые пузырьки; охлаждение и кристаллизация капель металла с газовыми пузырьками и без них. Вследствие ограниченных тепловложений в изделие и времени пребывания металла сварочной ванны в расплавленном состоянии сплошность частиц присадочного порошка также может влиять на процесс формирования наплавляемого валика при микроплазменной наплавке.

Цель настоящей работы — уточнение диапазонов содержания кислорода и азота в материале

дисперсной присадки, а также изучение причин и закономерностей образования микропористости в наплавленном металле никелевых жаропрочных сплавов.

Объектами исследования являлся наплавленный металл и присадочные порошки никелевых жаропрочных сплавов с содержанием γ' -фазы более 45 об. %. Для количественной оценки активных газов в металле использовали метод вакуумной экстракции [9, 12, 13]. Содержание активных газов в литом, наплавленном металле и присадочном порошке определяли на установках фирмы Leco RO316 (кислород) и TN 114 (азот).

При наплавке использовали присадочные порошки никелевых и кобальтовых сплавов с размером частиц 63...160 мкм. Для металлографических исследований наплавленного металла варьировались следующие параметры:

- сила сварочного тока 10...65 А;
- диаметр фокусирующего сопла плазмотрона $d_{\phi} = 5,5$ и 3,0 мм, который определял сосредоточенность ввода порошка в сварочную ванну ($k_{\text{сп}} = 4,8...20 \text{ см}^2$ по методике работы [14]);
- вид подачи порошка (непрерывная в количестве $G = 5$ г/мин или порционная подача с массой микропорции $M_0 = 0,02...0,14$ г и периодичностью между их вводом $T_{\text{п}} = 0,5...2,5$ с).

Заготовки шлифов образцов наплавленного металла и проб присадочного порошка запрессовывали в пластмассовую обойму диаметром 30 мм на прессе «Labo Press 3» («Struers»). Металлографический анализ продольного сечения валика наплавленного металла (длина образца 15...22 мм) выполняли на оптическом микроскопе «Neophot 32». Анализ количественного содержания микропор в присадочных порошках проводили по фотоснимкам, полученным на оптическом микроскопе «Jenavert» с помощью цифровой камеры «Micam TCA-5.0». Это позволяло выявлять в наплавленном металле и присадочных порошках микропоры от 5 мкм и оценивать их размер с точностью $\pm 2,5$ мкм. При расчете площади микропоры принималось, что форма ее сечения — окружность.

В случае обнаружения микропор определяли их следующие количественные показатели: для наплавленного металла — общую площадь микропор $F_{\text{пн}}$ на площади 50 мм²; относительную площадь микропор $\Pi_{\text{пн}} = 0,02F_{\text{пн}}$; для фотоснимков с поперечным сечением частиц присадочного порошка — общее количество частиц N ; количество частиц с микропорами $N_{\text{мч}}$; относительное количество частиц с микропорами $\Pi_{\text{мч}} = N_{\text{мч}}/N$; общую площадь микропор $F_{\text{мч}}$; условную площадь микропоры на одну частицу порошка $F_{\text{мч}}/N$. Анализ частиц дисперсной присадки проводили на шести непересекающихся полях зрения каждое, размер площад-

ки составлял примерно 2 мм²; общее количество частиц составляло около 1500 шт. Дополнительно микроструктуру присадочных порошков и отдельных частиц исследовали на электронном микроскопе в обратно рассеянных электронах.

Оценку пикнометрической плотности порошка и его пористости выполняли по методике работы [15]. Масса пробы порошка составляла $15 \pm 0,03$ г, перед засыпкой в пикнометр порошок просушивали на воздухе при 150 °С в течение 0,5 ч. В качестве пикнометрической жидкости использовали этиловый спирт. Массу пикнометра при последовательных взвешиваниях определяли на аналитических весах ВЛР-200 2-го класса точности по ГОСТ 19491–74. Измерения проводили прямым взвешиванием с точностью $\pm 2,5$ мг. Пористость, определенную по методике гидростатического взвешивания, рассчитывали как:

$$\Pi_{\text{в}} = 100(1 - \rho_{\text{п}}/\rho) \quad (\%),$$

где $\rho_{\text{п}}$ — пикнометрическая плотность порошка; ρ — плотность сплава.

Результаты металлографического анализа и гидростатического взвешивания после статистической обработки соотносили с технологическими параметрами и особенностями микроплазменной порошковой наплавки.

Схема и особенности процесса микроплазменной порошковой наплавки приведены на рис. 1. Как правило, при силе тока до 35 А сварочная ванна имеет форму эллипсоида. В зависимости от величины удельных тепловложений объем ее жидкого металла составляет 2...125 мм³. Длительность пребывания его в расплавленном состоянии — 2...20 с.

Проанализировано изменение содержания кислорода и азота в никелевом сплаве с количеством γ' -фазы более 45 об. % после прохождения технологических переделов: литая заготовка — распыленный порошок — наплавленный металл с учетом особенностей его формирования (рис. 2, 3). Ранее опубликованные в нашей работе [9] данные были дополнены, обобщены и представлены на рис. 2 в виде диапазонов содержания данных газов. Показано, что качественное формирование наплавленного металла достигается при содержании в нем кислорода не более 0,0180 % и азота не более 0,0055 мас. %. Визуальными наблюдениями установлено, что наплавливаемый металл хорошо растекается и смачивает основной металл; на поверхности сварочной ванны отсутствует оксидная пленка.

Формирование наплавливаемого металла ухудшается, если содержание кислорода и азота в наплавленном металле соответственно превышает более 0,0220 и 0,0050 мас. % (рис. 2, 3). Тогда при наплавке наблюдаются следующие особенности:

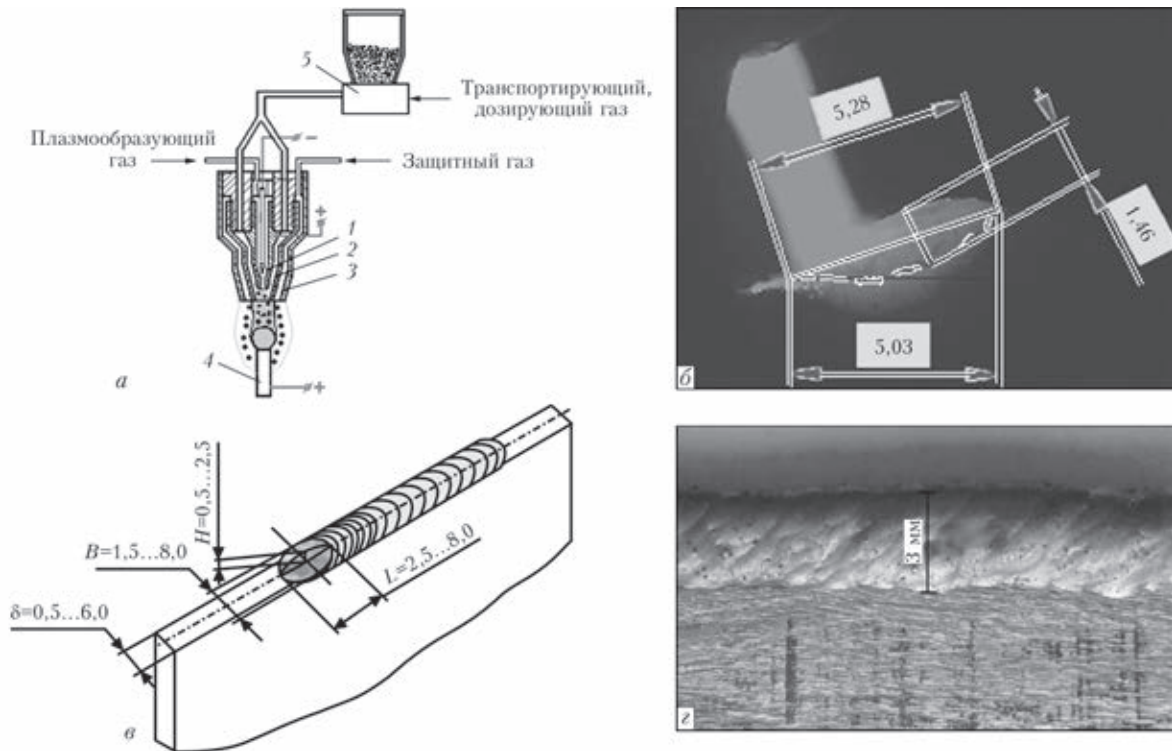


Рис. 1. Схема процесса микроплазменной порошковой наплавки (а), внешний вид сварочной ванны (б), типичные ее размеры (в), внешний вид наплавленного валика (г) (а: 1 — плазменное сопло; 2 — фокусное сопло; 3 — защитное сопло; 4 — изделие; 5 — питатель для подачи порошка)

– на большей части поверхности зеркала сварочной ванны образуется плотная оксидная пленка, которая может оставаться на поверхности валика после охлаждения;

– ширина ванны значительно превышает ширину узкой подложки¹ (более 1,5...2,0 мм на сторону), что усложняет последующую механическую обработку валика;

– в наплавленном металле и на границе его раздела с основным периодически формируются несплавления, оксидные включения и подрезы.

Если содержание в наплавленном металле кислорода и азота составляет соответственно более 0,045...0,060 и 0,0085...0,0090 мас. %, то из-за наличия плотных оксидных пленок нарушается непрерывное формирование наплавляемого металла (см. рис. 2).

Описанные выше отклонения от качественного формирования наплавляемых никелевых жаропрочных сплавов в той или иной мере также проявляются, если содержание кислорода и азота в дисперсной присадке превышает соответственно 0,0120 и 0,0022 мас. % (см. рис. 2, 3).

¹ Поверхность, ширина которой не превышает ширины сварочной ванны [16].

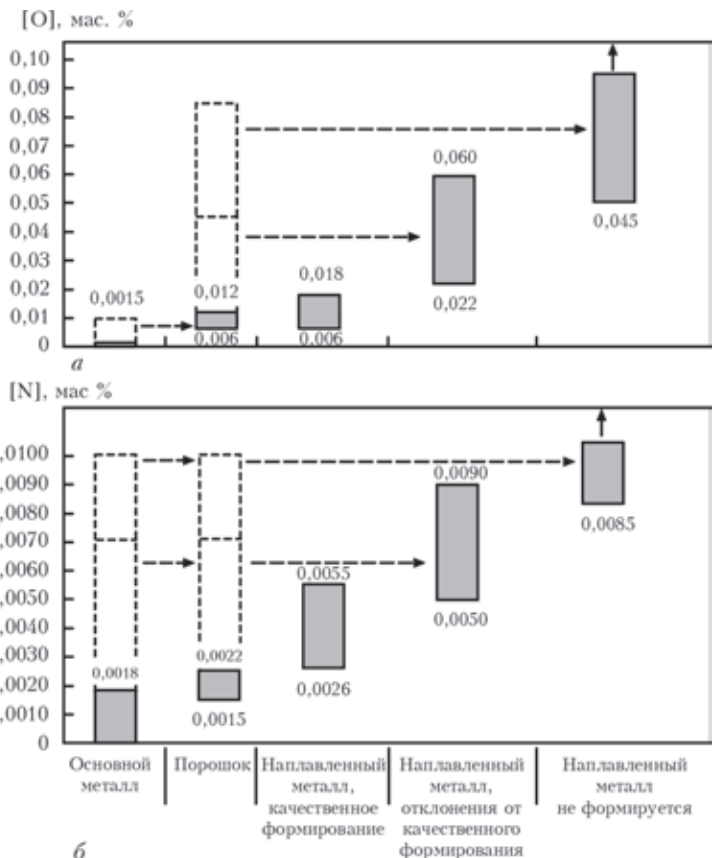


Рис. 2. Содержание кислорода (а) и азота (б) после прохождения жаропрочным сплавом технологических пределов: литая заготовка — распыленный порошок — наплавленный металл (штриховая линия — возможные отклонения от рекомендуемых диапазонов содержания активных газов в металле)

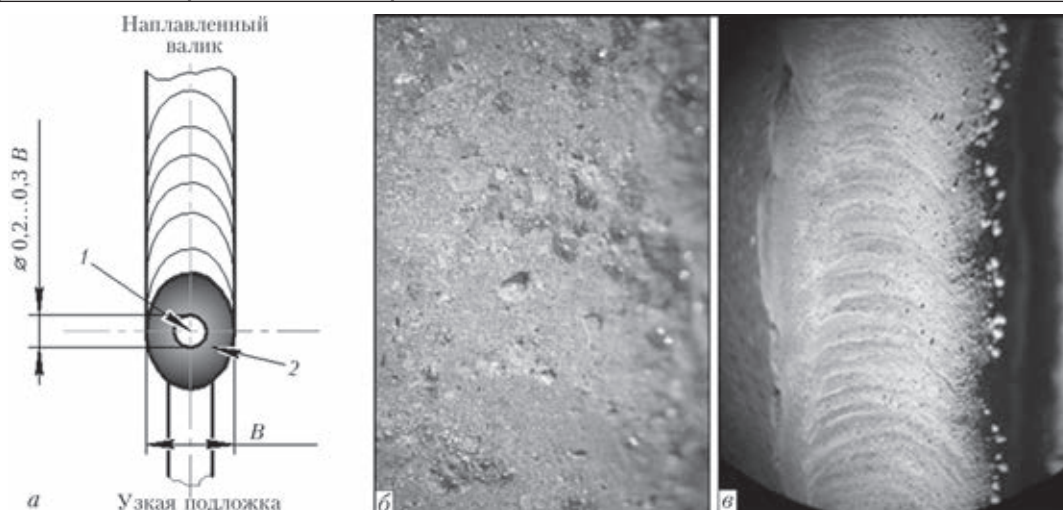


Рис. 3. Особенности формирования наплавляемого никелевого жаропрочного сплава с содержанием γ' -фазы более 45 об. % при повышенном содержании в нем кислорода и азота: а — сварочная ванна (1 — свободный участок зеркала сварочной ванны; 2 — периферия зеркала сварочной ванны, закрытая оксидной пленкой); б — оксидная пленка после кристаллизации валика, $\times 25$; в — внешний вид валика

В свою очередь количество активных газов в порошке зависит от их содержания в исходной литой заготовке [17–20]; способа производства порошка [16]; уровня влажности порошковых материалов [9, 16]; кратности повторного использования порошка [9, 16].

Известно, что кислород и азот наряду с другими элементами являются вредными примесями в литых никелевых жаропрочных сплавах. Их содержание в современных сплавах после вакуумно-индукционной выплавки ограничивается до 0,0015 мас. % [17, 18]. Повышение содержания кислорода до 0,0017...0,0032 и азота до 0,0015...0,010 мас. % в исходных отливках может быть обусловлено введением в шихтовые материалы отходов литейного производства [17–20]. Остатки порошка после повторного использования [9, 14, 21], отходы при производстве порошка [10, 11] (дисперсный материал вне фракции 40...250 мкм), вероятно, также могут использоваться в исходной заготовке для распыления порошка и существенно могут повысить в ней содержание кислорода (ориентировочно до 0,012 мас. %). В этом случае повышенное содержание активных газов в распыленном порошке может уже само по себе вызвать некачественное формирование наплавляемого валика.

Существенное влияние на содержание кислорода и азота в дисперсной присадке может оказывать способ распыления порошка. Серийно производятся наплавочные порошки с различным распылением струи жидкого металла: водой, воздухом или азотом, аргонном под давлением; центробежным распылением. Содержание кислорода и азота в них определяется диспергирующей расплав средой и может быть достаточно высоким — соответственно 0,06...0,12 и 0,061...0,141 мас. %

[16]. Например, оценка содержания активных газов в присадочных порошках никелевого сплава IN625 ряда производителей показала, что в некоторых случаях оно может достигать 0,040...0,050 мас. % кислорода и 0,007...0,009 мас. % азота.

Ввиду высокого сродства к кислороду основных легирующих элементов в жаропрочных сплавах технология производства дисперсной присадки должна обеспечивать гарантированную защиту от воздействия активных газов на расплав. Наиболее полно перечисленным требованиям отвечает способ распыления слитка аргонном с охлаждением порошка в инертной среде [10, 11], позволяющий при ограниченном до 0,002 мас. % содержании газов в исходной заготовке получать присадочный порошок никелевых жаропрочных сплавов с содержанием кислорода до 0,0120 и азота до 0,0025 мас. %.

При микроплазменной порошковой наплавке часть присадки движется по периферии микроплазменной дуги, не попадает в сварочную ванну и может быть использована повторно [9, 14, 21]. В ходе исследований морфологии такого порошка методами оптической микроскопии (рис. 4, а) установлено, что при его многократном применении в нем накапливаются частицы с окисленной поверхностью (до 50...60 % общего количества). Анализ данных частиц с помощью электронной микроскопии показал наличие на их поверхности оксидной пленки толщиной до 3...4 мкм (рис. 4, в–г). Использование такого порошка лишь незначительно повышает содержание кислорода и азота в наплавленном металле — соответственно не более 0,003 и 0,0015 мас. % [9], что является допустимым при обеспечении качественного формирования валика, при этом содержание кислорода, азота в на-

плавленном металле не превышает соответственно 0,0180 и 0,0055 мас. %.

При металлографическом анализе в металле никелевых сплавов с содержанием γ' -фазы 15...62 об. %, полученном способом микроплазменной порошковой наплавки, периодически выявляются микропоры размером 5...75 мкм (преимущественно 20...40 мкм) в количестве до 20...30 шт. на площади примерно 4 мм². В наплавленном металле наблюдается как равномерное их распределение, так и локальные вытянутые скопления микропор не зависимо от расстояния от линии сплавления (рис. 5).

На присутствие микропор в наплавленном металле не влияют вид защитного газа (аргон, аргонводородная смесь [7]) и параметры режима предварительной просушки порошка при температуре до 300 °С. Исследования продольных сечений валиков, наплавленных преимущественно при эффективной мощности нагрева $q_{\text{и}} = 200...500$ Вт, показали, что на площади наплавленного металла 50 мм² общая площадь микропор $F_{\text{пн}}$ находится в пределах 1000...70000 мкм², а их относительная площадь $\Pi_{\text{пн}}$ составляет 0,002...0,14 об. %.

Появление в наплавленном металле микропор размером 5...75 мкм связывается с наличием преимущественно закрытых микропор аналогичного размера в присадочном порошке (рис. 6). Анализ с помощью электронной микроскопии поперечных сечений частиц порошка с внутренними несплошностями показал отсутствие на внешней границе микропор оксидных пленок (рис. 6, в–е). Это свидетельствует о достаточном уровне защиты от воздушной среды при распылении расплава и не противоречит описанному в работах [2, 10, 11] механизму образования микропор.

Металлографический анализ проб, отобранных из десяти партий присадочного порошка из

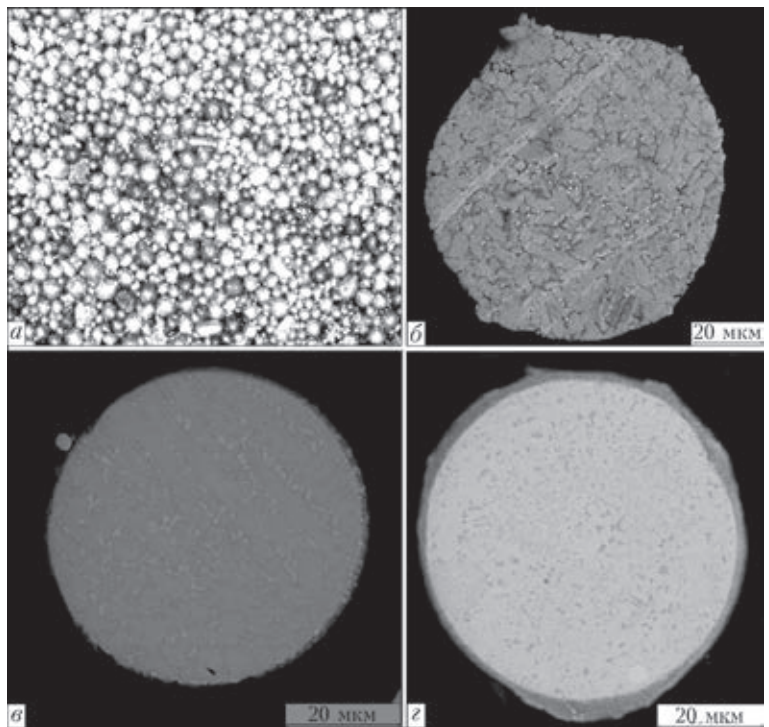


Рис. 4. Морфология и микроструктура поперечного сечения частиц порошка никелевого жаропрочного сплава: а — остаток порошка после нескольких повторных использований (более темный цвет поверхности — окисленные в микроплазменной дуге частицы, $\times 50$; б — частица нового порошка из сплава ЖС6У-ВИ, $\times 650$; в — частица окисленного в микроплазменной дуге порошка из сплава ЖС32-ВИ, $\times 1000$; г — частица окисленного и переплавленного в микроплазменной дуге порошка из сплава ЖС32-ВИ, $\times 1000$)

никелевых и кобальтовых сплавов, подтвердил факт наличия в них микропор независимо от марки сплава и производителя порошка. Установлено, что содержание внутренних микропор в дисперсной присадке значительно возрастает с увеличением: количества γ' -фазы более 45...50 об. % в никелевом сплаве; удельной доли частиц размером более 100...125 мкм в гранулометрическом составе используемой фракции порошка. Количественные показатели микропористости для различных партий присадочного порошка из сплава ЖС32-ВИ приведены в табл. 1.

На рис. 7–9 представлено изменение количественных показателей микропористости в наплавленном металле от технологических параметров



Рис. 5. Микроструктура наплавленного металла с микропорами (а, $\times 50$, б, 100) и единичная микропора (в) в наплавленном металле сплава ЖС32 (а, в — химическое травление; б — ионное травление)

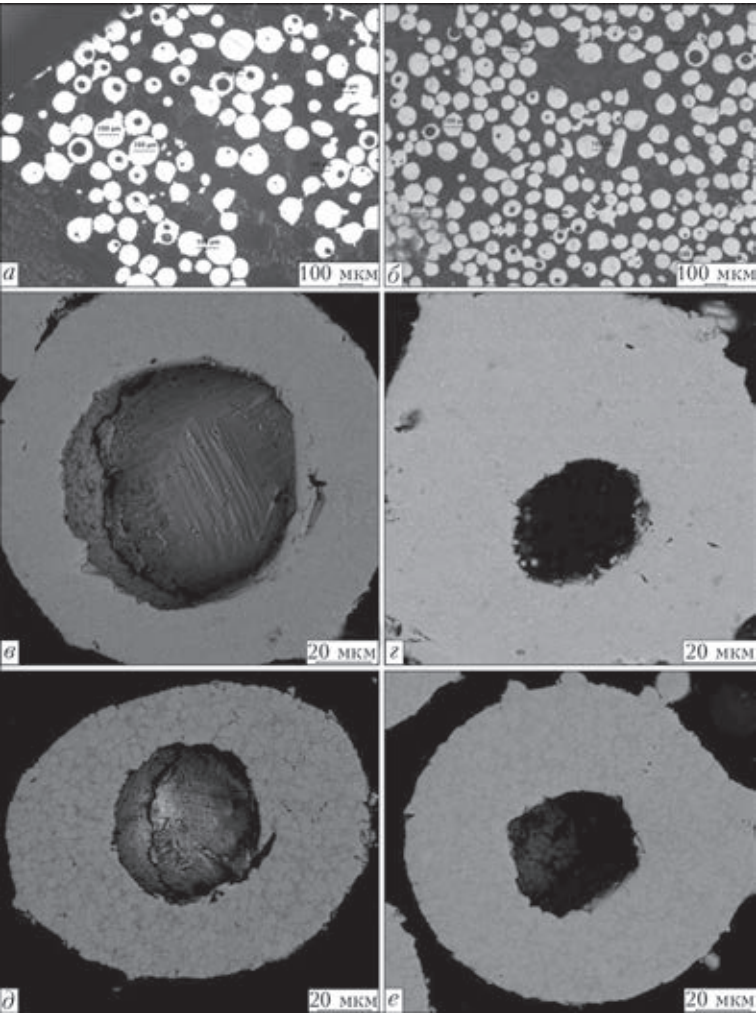


Рис. 6. Микроструктура частиц порошка никелевых жаропрочных сплавов с микропорами: а–г — порошок из сплава ЖС32-ВИ, оптическая (а, б) и электронная микроскопия (в, г); д — порошок из сплава ЖС26-ВИ; е — порошок из сплава ЖС6У-ВИ

процесса наплавки и количественных показателей микропристости присадочного порошка. Установ-

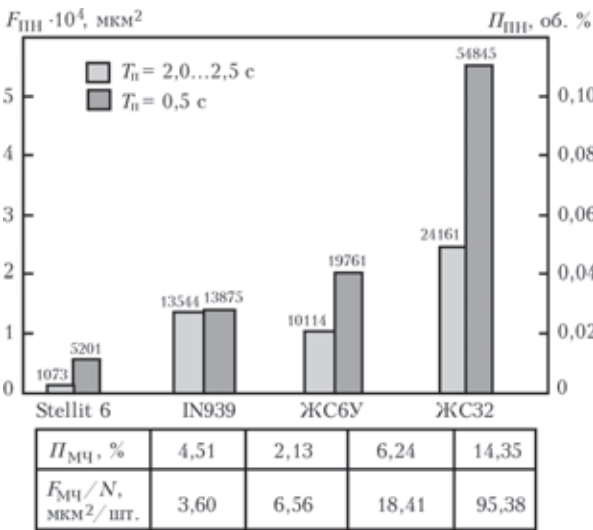


Рис. 7. Влияние показателей микропристости присадочного порошка (P_{Mq} , F_{Mq}/N) на показатели микропристости наплавленного металла (F_{III} , P_{III}) для различных сплавов (при $I = 10...15$ А)

лено, что при микроплазменной наплавке с $I = \text{const}$ и подачей порошка в количестве до 5 г/мин они зависят от:

- количественного содержания и размера микропор в исходной присадке, снижаясь до $P_{III} = 0,01...0,026$ об. % при их уменьшении ($P_{Mq} = 2,13...4,51$ % и $F_{Mq}/N = 2,13...6,56$ мкм²/шт.);
- величины сварочного тока, уменьшаясь до $P_{III} = 0,03...0,06$ об. % при силе тока 45...65 А;
- сосредоточенности ввода порошка, массы вводимой микропорции порошка $M_0 = 0,02...0,13$ г, периодичности между их вводом $T_{II} = 0,5...2,5$ с.

Минимальное содержание микропор в наплавленном металле ЖС32 ($P_{III} = 0,02...0,03$ об. %) наблюдается при уменьшении массы микропорции присадочного порошка до 0,02 г (см. рис. 9).

Для ограничения количества и размера микропор в наплавленном металле при использовании дисперсной присадки, содержащей значительное количество микропор (например, $P_{Mq} = 13,46$ % и $F_{Mq}/N = 48,02$ мкм²/шт.), следует подавать порошок малыми микропорциями ($M_0 \approx 0,02$ г) с периодичностью более 2,5 с. В этом случае для удержания на узкой подложке сварочной ванны требуется более прецизионное дозирование тепловложений в изделие с целью уменьшения глубины проплавления основного металла. Такой принцип построения режимов существенно отличается от плазменно-порошковой наплавки [16] или сварки с дополнительной дисперсной присадкой [22], где проплавление основного металла ограничивается за счет введения в сварочную ванну значительных количеств дисперсной присадки.

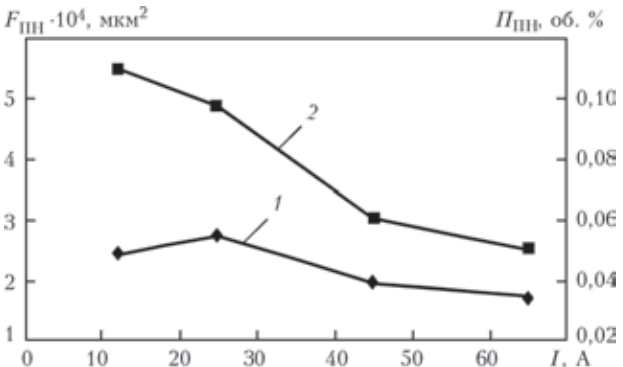


Рис. 8. Влияние силы сварочного тока I на показатели микропристости наплавленного металла ЖС32 (F_{III} , P_{III}) при разном периоде времени между вводом в сварочную ванну микропорций порошка массой $M_0 = 0,12...0,14$ г: 1 — $T_{II} = 2,0...2,5$ с; 2 — 0,5 с (порошок из сплава ЖС32-ВИ соответствует III партии согласно табл. 1)

Таблица 1. Характеристики микропористости присадочного порошка из сплава ЖС32-ВИ (по данным металлографического анализа)

Фракция, мкм (ГОСТ 6613–86), параметры микропористости порошка	I партия	II партия		III партия	
	$P_{\text{мчф}}, \%$	$N_{\text{ф}}/N, \%$	$P_{\text{мчф}}, \%$	$N_{\text{ф}}/N, \%$	$P_{\text{мчф}}, \%$
–63	0,19	31,66	0,73	29,74	0,65
63...80	-	19,92	3,71	32,09	10,66
80...100	-	19,73	5,02	28,94	16,07
100...125	-	19,19	8,44	8,02	37,03
125...160	-	8,51	52,17	1,96	30,10
$P_{\text{мч}}, \%$	0,19	-	8,68	-	13,46
$F_{\text{мч}}/N, \text{мкм}^2/\text{шт.}$	7,57	-	36,37	-	48,02

Примечание. $N_{\text{ф}}/N$ — относительное количество частиц порошка во фракции; $P_{\text{мчф}}$ — относительное количество частиц с микропорами во фракции.

Экспериментальные данные рис. 7–9 позволяют предположить, что образование микропор в наплавленном металле отличается от общеизвестного механизма формирования пористости в сварных швах [1]. Наиболее вероятен следующий механизм их образования. В столбе микроплазменной дуги на токах менее 35 А нагрев до температуры плавления $T_{\text{пл}}$ большинства частиц размером 63...160 мкм маловероятен [16]. Порошок, в том числе и с внутренними микропорами, попадает в сварочную ванну в твердом агрегатном состоянии ($T_{\text{пор}} < T_{\text{пл}}$). Дальнейший нагрев и плавление дисперсных частиц в сварочной ванне требует дополнительных затрат тепловой энергии, что вызывает нарушение граничного условия 3-го рода². Запас энергии, которую можно затратить на нагрев и плавление порошка, характеризуется величиной тепловой энергии перегрева расплавленного металла ванны и временем нахождения его в жидком агрегатном состоянии. Подача дисперсной присадки снижает среднюю температуру сварочной ванны, а максимально допустимое количество ее ограничено [16, 22]. Частицу порошка внутри объема расплавленного металла можно считать «термически тонким телом»³. Время его нагрева до $T_{\text{пл}}$ прямо пропорционально его диаметру, разнице температур $T_{\text{пл}} - T_{\text{пор}}$ и обратно пропорционально приходящейся на его поверхность удельной тепловой энергии [23].

Распределение порошка при его вводе в сварочную ванну подчиняется нормальному закону [14], время существования ее металла в расплавленном состоянии ограничено [1]. В зависимости от количества энергии, полученной каждой частицей от перегретого металла, на момент кристаллизации в сварочной ванне возможны пять случаев (рис. 10). Три последних из них приводят к

² Количество тепловой энергии, поступившей к ее поверхности в результате конвективного и радиационного теплообмена, равно количеству энергии, отведенному за счет теплопроводности [23].

³ Тела, в которых возникающий по их сечению перепад температур ничтожно мал [23].

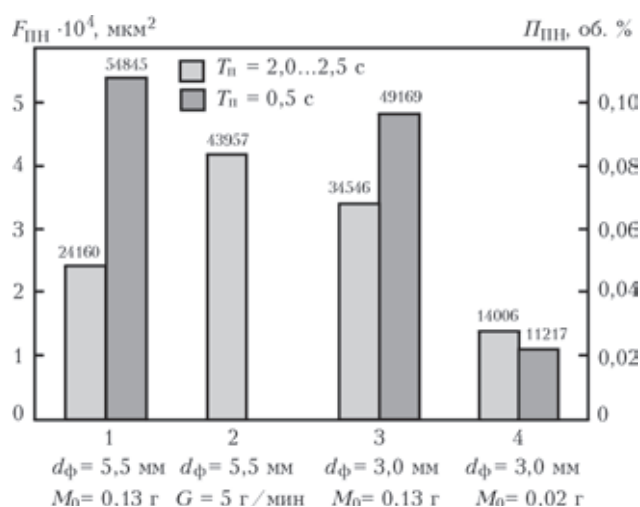


Рис. 9. Влияние параметров процесса $d_{\text{ф}}$, M_0 , T_{II} , вида подачи присадки (1, 3, 4 — порционная; 2 — непрерывная) на показатели микропористости наплавленного металла ЖС32 (F_{III} , P_{III}) при $I = 10...15$ А (порошок из сплава ЖС32-ВИ соответствует III партии согласно табл. 1)

несплошностям в наплавленном металле и затем визуально фиксируются при металлографическом анализе (см. рис. 5). На сегодня неизвестно, какой процесс доминирует при образовании микропор в наплавленном металле на момент его кристаллизации в сварочной ванне:

- частица с внутренней микропорой не успевает нагреться до $T_{\text{пл}}$ и расплавиться;
- высвободившийся из внутренней несплошности частицы присадки пузырек газа не успевает всплыть на поверхность и формирует микропору.

Образование пористости по механизму, отличному от общеизвестного [1], также встречается при лазерной сварке аустенитных нержавеющей сталей [24].

Исходя из установленной взаимосвязи между микропористостью в присадочном порошке и в наплавленном металле актуальны следующие задачи:

- разработка простых и достоверных методов количественного контроля внутренних несплошностей в присадочных порошках для микроплазменной порошковой наплавки;

Таблица 2. Характеристики микропористости присадочного порошка из сплава ЖС32-ВИ (по данным гидростатического взвешивания)

Параметр	I партия	II партия	III партия
Пикнометрическая плотность порошка ρ_n , г/см ³	8,4890 ^{+0,1435} _{-0,1629}	8,3581 ^{+0,1285} _{-0,1394}	8,1547 ^{+0,4645} _{-0,3162}
Пористость ρ , %	3,097 ^{-1,3974} _{+2,0037}	4,5881 ^{-1,5910} _{+1,4677}	6,9098 ^{-5,3025} _{+3,6097}
Плотность $\rho_{\text{в}}$ сплава по [25], ρ , г/см ³	8,76		
Плотность сплава ρ , г/см ³ (взвешивание шлифованной пластины 75×45×3,5 мм)	8,79		

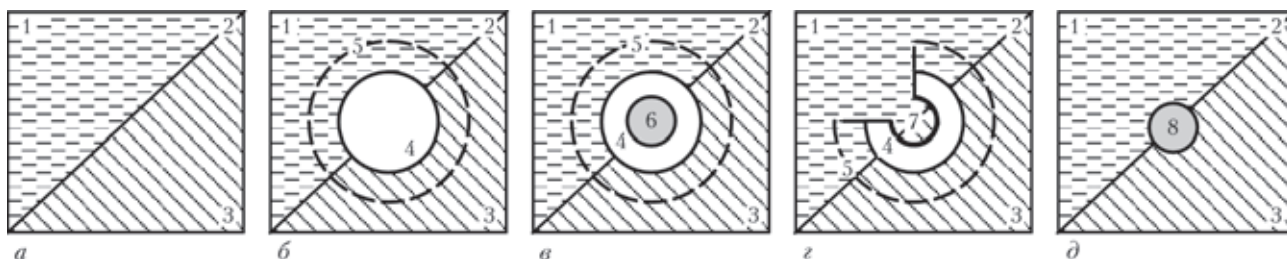


Рис. 10. Схемы возможных состояний частиц порошка на момент кристаллизации сварочной ванны: а, д — полностью расплавлена; б — частица без микропоры не расплавлена; в, з — частица с микропорой не расплавлена; 1 — расплавленный металл; 2 — фронт кристаллизации; 3 — закристаллизовавшийся металл; 4 — частица порошка; 5 — возможная область локального переохлаждения расплавленного металла и дальнейшей локальной кристаллизации от поверхности частицы; 6 — закрытая микропора в частице; 7 — открытая микропора в частице; 8 — пузырек газа, вышедший из расплавленной частицы с закрытой микропорой

– оптимизация технологии распыления расплава при производстве порошков никелевых сплавов, содержащих более 45 об. % γ' -фазы.

Перспективными методиками контроля дисперсной присадки могут быть: металлографический анализ поперечных сечений частиц порошка, определяющий площадь, количество и параметры статистического распределения микропор в зависимости от размера частиц; оценка пикнометрической плотности и пористости порошка гидростатическим взвешиванием.

Предварительная оценка пикнометрической плотности порошка из сплава ЖС32-ВИ показала, что для дисперсной присадки с меньшим количеством пористых частиц ее среднее значение отличается не более чем на 4,6 % от плотности материала сплава (табл. 2).

Исходя из известных особенностей металлургии никелевых жаропрочных сплавов при вакуумно-индукционной выплавке [17, 19], дополнительное влияние на склонность к образованию микропор при изготовлении соответствующих порошков может оказывать повышенное содержание кислорода, азота в исходной заготовке или шихте. Во-первых, в процессе диспергирования расплавленного металла вероятно протекание реакции взаимодействия кислорода с углеродом (содержание до 0,15...0,18 мас. %) с выделением его газообразного оксида или диоксида [17]. Во-вторых, при повышенном содержании азота 0,0024...0,0050 мас. % проявляется склонность литых никелевых сплавов с монокристаллической структурой к образованию микропористости [19].

Выводы

1. Качественное формирование наплавляемого металла при микроплазменной порошковой наплавке на узкую подложку из никелевых жаропрочных сплавов обеспечивается ограничением в нем кислорода менее 0,0180 и азота до 0,0055 мас. %.

2. Показано, что содержание активных газов в никелевом жаропрочном сплаве постепенно увеличивается в процессе его прохождения по технологическим переделам: литая заготовка или шихта–распыленный порошок–наплавленный металл. Необходимо контролировать и ограничивать их содержание после первых двух этапов передела таким образом, чтобы затем количество кислорода и азота в наплавленном металле не превышало 0,0180 и 0,0055 мас. % соответственно.

3. Целесообразно в присадочных порошках для микроплазменной порошковой наплавки содержание кислорода иметь не более 0,012 мас. %, азота не более 0,0025 мас. %. При содержании газов в исходной заготовке или шихте до 0,002 мас. % это достигается при распылении слитка аргоном.

4. Появление микропор размером 5...75 мкм в наплавленном металле связывается с наличием внутренних микропор аналогичного размера в присадочном порошке. Установлено, что микропористость наплавленного металла зависит от содержания микропор в исходном порошке, силы сварочного тока, массы микропорции присадки, сосредоточенности и частоты ее ввода в сварочную ванну. Минимальный уровень микропористости в наплавленном металле ЖС32 (0,02...0,03 об. % в продольном сечении валика) наблюдается при

снижении массы микропорции подаваемого присадочного порошка до 0,02 г.

5. Наиболее вероятен перенос микропоры в составе дисперсной присадки через микроплазменную дугу в сварочную ванну. Там на момент кристаллизации ее металла частица с микропорой либо не успевает расплавиться, либо после ее плавления пузырек газа не успевает всплыть на поверхность ванны.

6. Необходим входной контроль партий присадочных порошков никелевых жаропрочных сплавов на содержание микропор в его частицах. Перспективными методиками контроля являются оценка пикнометрической плотности дисперсного материала и статистический металлографический анализ. Установлено, что средняя пикнометрическая плотность присадочных порошков с меньшим содержанием микропор имеет отклонение от плотности материала сплава не более 4,6 %.

1. *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением* / Под ред. акад. Б. Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.
2. Симс Ч., Столлов Н., Хагель В. Суперсплавы II / Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – 384 с.
3. Цинке М., Нойберт Г., Герольд Х. Свойства сварных соединений жаропрочных сплавов на основе никеля // Автомат. сварка. – 1999. – № 4. – С. 35–38.
4. Сорокин Л. И. Заварка трещин с окисленной поверхностью на жаропрочных никелевых сплавах // Свароч. пр-во. – 2004. – № 12. – С. 30–31.
5. Сорокин Л. И., Лукин В. И., Багдасаров Ю. С. Свариваемость литейных жаропрочных сплавов типа ЖС6 // Там же. – 1997. – № 6. – С. 12–17.
6. Сорокин Л. И. Напряжения и трещины при сварке и термической обработке жаропрочных никелевых сплавов // Там же. – 1999. – № 12. – С. 11–17.
7. Разработка технологии восстановления торцов бандажных полок рабочих лопаток ТВД авиационного двигателя Д18Т методом микроплазменной порошковой наплавки / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, А. В. Яровицын и др. // Автомат. сварка. – 2010. – № 8. – С. 25–29.
8. *Технологический семинар Deloro Stellite в Запорожье* // Там же. – 2010. – № 1. – С. 59–62.
9. Ющенко К. А., Яровицын А. В., Звягинцева А. В. Свойства соединений жаропрочных никелевых сплавов, полученных микроплазменной порошковой сваркой // Там же. – 2008. – № 9. – С. 5–9.
10. Терновой Ю. Ф., Кудиевский С. С., Пашетнева Н. Н. Инженерные расчеты процессов распыления расплавленных Металлов. – Запорожье: Изд-во Запорож. Гос. инж. акад., 2005. – 149 с.
11. Терновой Ю. Ф., Баглюк С. А., Кудиевский С. С. Теоретические основы распыления металлических расплавов. – Запорожье: Изд-во Запорож. гос. инж. акад., 2008. – 298 с.
12. Федоренко Г. А., Шведиков В. М., Грищенко Л. В. О достоверности методов исследования струйной защиты // Свароч. пр-во. – 1986. – № 6. – С. 35–37.
13. ГОСТ 17745–90. Стали и сплавы. Методы определения газов. – Введ. 01.07.1991.
14. Некоторые пути снижения потерь присадочного порошка при микроплазменной порошковой наплавке / К. А. Ющенко, А. В. Яровицын, Д. Б. Яковчук и др. // Автомат. сварка. – 2013. – № 9. – С. 32–38.
15. Диагностика металлических порошков / В. Я. Буланов, Л. И. Кватер, Т. В. Долгаль и др. – М.: Наука, 1983. – 280 с.
16. Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Рябцев И. А. Плазменная наплавка. – Киев: Екотехнологія, 2007. – 292 с.
17. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). – М.: МИСИС, 2001. – 632 с.
18. Строганов Г. Б., Чепкин В. М. Литейные жаропрочные сплавы для газовых турбин. – М.: ОНТИ МАТИ, 2000. – 128 с.
19. Каблов Д. Е., Сидоров В. В. Азот в монокристаллических жаропрочных сплавах // Наука и образование. – 2012. – № 2, 77-30569/339556 (электрон. изд.).
20. Улучшение структуры и свойств никелевого жаропрочного сплава ЗМИЗУ-ВИ / Лысенко Н. А., А. А. Педаш, А. Г. Коломойцев, Э. И. Цвирко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. Вісн. Запоріж. держ. техн. ун-ту. – 2005. – № 2. – С. 34–39.
21. Особенности малоамперной аргонодуговой и микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку / А. В. Яровицын, К. А. Ющенко, А. А. Наконечный, И. А. Петрик // Автомат. сварка. – 2009. – № 6. – С. 37–42.
22. Ивочкин И. И., Малышев Б. Д. Сварка под флюсом с дополнительной присадкой. – М.: Стройиздат, 1981. – 175 с.
23. Лыков А. В. Теория теплопроводности. – М.: Высш. шк., 1967. – 600 с.
24. Катаяма С. Механизм образования различных дефектов при лазерной сварке и способы их предупреждения // Журн. Япон. Свароч. об-ва. – 2001. – 19, N 1. – С. 213–218 [Пер. с яп. яз., ИЭС им. Е.О. Патона].
25. К вопросу о выборе новых жаропрочных никелевых сплавов для перспективных авиационных ГТД / Н. А. Шарова, Е. А. Тихомирова, А. Л. Барабаш и др. // Вест. Самар. гос. аэрокосм. ун-та. – 2009. – № 3. – С. 249–255.

Поступила в редакцию 30.04.2014

ПРИМЕНЕНИЕ ПУЛЬСИРУЮЩЕЙ РАСПЫЛЯЮЩЕЙ СТРУИ ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ

В. А. РОЯНОВ¹, В. И. БОБИКОВ²

¹Приазов. гос. техн. ун-т. 87500, Донецкая обл., г. Мариуполь, ул. Университетская, 7. E-mail: royanov@pstu.ed

²ПАО «Азовобшемаш». 87535, Донецкая обл., г. Мариуполь, Машиностроителей, 1. E-mail: voffka-008@mail.ru

Представлены результаты исследования применения пульсирующей распыляющей струи воздуха при электродуговой металлизации. Для обеспечения пульсирующего режима разработано соответствующее устройство, позволяющее управлять истечением струи с частотой в пределах 0...130 Гц. Приведены осциллограммы изменения динамического напора. Показана зависимость свойств пульсирующей распыляющей струи воздуха от частоты перекрытия канала сопла металлатора. Представлены микроструктуры покрытий. Показано влияние частоты пульсаций на химический состав напыленных покрытий проволокой ПП-ММ-2. Библиогр. 15, рис. 6.

Ключевые слова: электродуговая металлизация, пульсирующий режим, распыляющая струя воздуха, канал сопла металлатора, микроструктура покрытий, истечение, стационарный разрыв, динамический напор струи

Электродуговая металлизация (ЭДМ) является одним из способов нанесения газотермических покрытий (ГТП) и отмечается высокой производительностью, достаточно экономичным и простым в осуществлении процессом напыления покрытий. Как известно, в процессе напыления жидкий металл расплавленных торцов электродов направляется распыляющей струей воздуха на изделие [1, 2]. Качество полученных покрытий зависит от количества кислорода, растворенного в металле частиц. Данные, приведенные в работах [3–8], показывают, что в процессе напыления происходит интенсивное химическое взаимодействие распыляющей струи воздуха с распыляемым материалом, которое приводит к значительному выгоранию легирующих элементов. Интенсивность окисления увеличивается с ростом параметров, таких как давление сжатого воздуха, расстояние от сопла аппарата до напыляемой детали, что оказывает отрицательное влияние на механические свойства покрытий. Степень окислительной реакции зависит от жаростойкости распыляемого материала, дисперсности частиц, сродства компонентов к кислороду. Количественная оценка степени окисления компонентов распыляемого электродного материала дана в работах [5–7].

С целью снижения окислительного воздействия распыляющей струи на жидкий металл торцов плавящихся электродов предлагается использовать пульсирующую распыляющую струю воздуха. Для решения поставленной задачи необходимо было разработать соответствующее устройство.

В ранее приведенных работах [9–12] отмечались примеры совершенствования конструкции электродугового металлатора путем применения вставок и устройств для обеспечения пульсаций распыляющей струи воздуха, однако они

оказались не приемлемы в силу своей сложной конструкции и инерционности в работе.

На кафедре оборудования и технология сварочного производства ПГТУ (Приазовского государственного технического университета, г. Мариуполь) разработан метод электродуговой металлизации с применением пульсирующей распыляющей струи воздуха. Исследования проводили на стационарном электродуговом металлаторе ЭМ-17 с устройством обеспечивающим пульсирующий режим истечения распыляющей струи.

Конструктивно пульсирующее устройство (в дальнейшем пульсатор) представляет собой цилиндрический корпус с входным и выходным патрубком для подвода и вывода сжатого воздуха, внутри которого установлен вал с отверстием и возможностью вращения. Установлено устройство соосно с каналом сопла металлатора перед распыляющим соплом. Вследствие вращения вала с отверстием происходит переидическое перекрытие подачи сжатого воздуха по каналу сопла металлатора к распыляющему соплу, в результате чего обеспечивается пульсирующий режим истечения. Пульсатор позволил получить пульсирующий режим истечения распыляющей струи в пределах 0...130 Гц. Схема разработанной пульсирующей распыляющей головки представлена на рис. 1.

При разработке устройства исследовали эффективность динамического напора струи и форму импульсов в зависимости от проходного сечения канала сопла металлатора. Экспериментальные замеры формы импульсов и динамического напора в зависимости от частоты осуществляли методом воздействия распыляющей струи

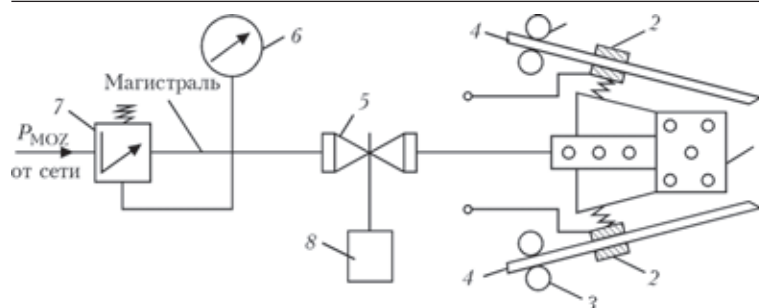


Рис. 1. Схема головки для пульсирующего распыления: 1 — распыляющее сопло; 2 — токоподводы; 3 — ролики; 4 — электродный материал; 5 — пульсатор; 6 — манометр давления; 7 — редуктор давления; 8 — электродвигатель

на металлическую пластинку, на которой устанавливали тензодатчик (рис. 2). Сигналы с тензодатчика регистрировали с помощью осциллографа.

Из приведенных осциллограмм видно, что распыляющая струя носит пульсирующий характер с временными промежутками. Как показали исследования, применение различного проходного сечения канала сопла позволяет изменять и характер нарастания самого импульса. Так при использовании круглого сечения импульс имеет плавновозрастающую форму (рис. 2, а, б). Общим свойствам синусоподобной и прямоугольной форм перекрытия (рис. 2, в, г) является наличие паузы

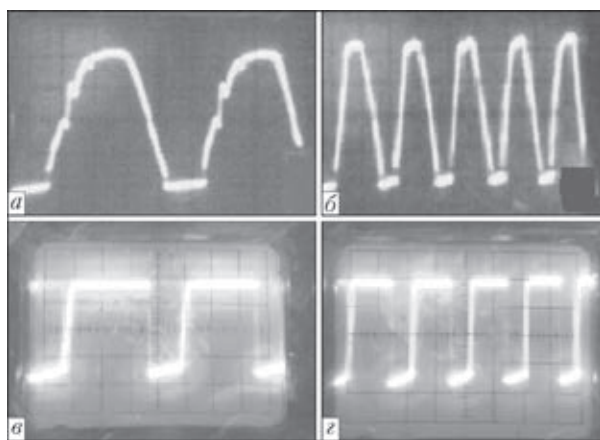


Рис. 2. Изменения динамического напора струи в зависимости от применяемого проходного сечения сопла с частотой пульсаций 30 (а), 65 (б), 40 (в), 75 (г) Гц

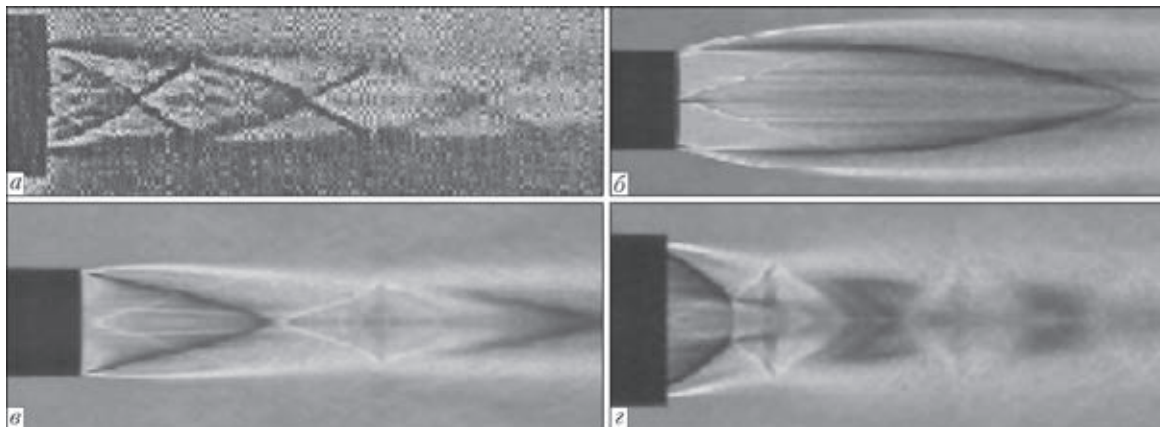


Рис. 3. Газоспектрограммы газовых струй без пульсации (а) и с частотой пульсаций 25 (б), 56 (в) и 85 (г) Гц

в распылении, необходимом для образования жидкого металла на торце электродов. В дальнейшем в работе проводились исследования с прямоугольной формой импульсов.

Исследование зависимости характера пульсирующей распыляющей струи воздуха от проходного канала сопла проводили с помощью теневого метода. Газоспектрограмма газовой струи без пульсаций (рис. 3, а) характеризует нестационарное пространственно неоднородное газовое образование [13]. Все области струи находятся в колебательном движении относительно геометрической оси сопла, из которого она истекает. Наблюдается бочкообразная волновая структура начального и переходящего участков с пилообразным распределением давления вдоль оси струи. У среза сопла возникает течение разрежения в виде центрированной волны.

Распыляющая струя с пульсацией воздушного потока (рис. 3, б, в, г) также представляет собой неоднородное газовое образование, однако имеющее иной вид.

Так при частоте пульсаций в 25 Гц (рис. 3, б) газовая струя при выходе из сопла образует центрированную конусообразную зону, ограниченную волнами разрежения. При частотах 56 и 85 Гц (рис. 3, в, г) все области струи находятся в колебательном движении. Наблюдается наличие волн разрежения, которые сопровождаются ударными волнами, бочкообразная волновая структура начального и переходящего участков с пилообразным распределением давления вдоль оси струи. Между волнами присутствует участок стационарного разрыва газовой струи. При частоте 85 Гц заметно увеличение количества участков стационарного разрыва с перепадами давления.

Свойства покрытий исследовали на образцах, полученных электродуговой металлизацией при различных частотах распыляющей струи воздуха.

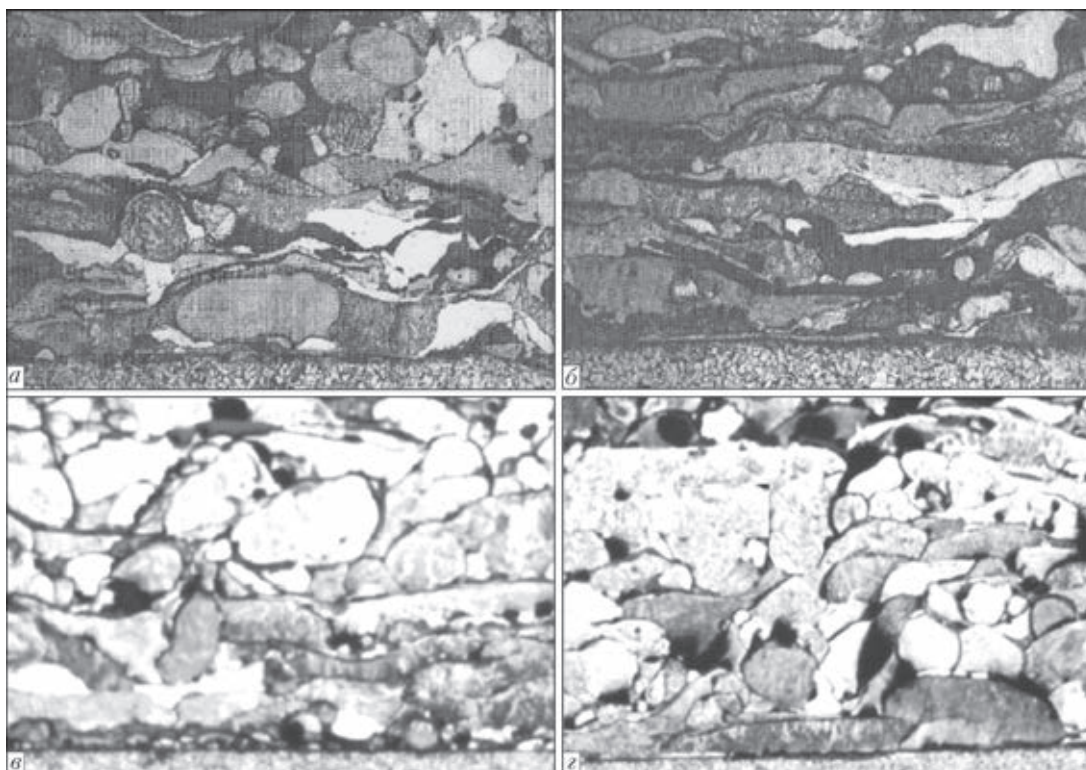


Рис. 4. Микроструктура ($\times 75$) покрытий при различной частоте импульсов струи: без пульсаций (а), с частотой пульсаций 43 (б), 65 (в), 105 (г) Гц

В качестве материала основы использовали сталь 09Г2С в виде пластин размером $75 \times 35 \times 5$ мм. Перед напылением образцы обезжировали бензином и подвергали пескоструйной обработке корундом с последующей обдувкой сжатым воздухом (для удаления пыли). Напыление проводили с помощью электродугового металлизатора ЭМ-17 с разработанным устройством на режимах: при давлении $P = 0,55$ МПа, силе тока $I = 210 \dots 230$ А, напряжении $U = 30 \dots 32$ В, скорости подачи проволоки $v = 4,8 \dots 5,4$ м/мин. Для распыления использовано сопло диаметром $d = 7 \cdot 10^{-3}$ м². Расстояние до напыляемого образца 120 мм. Питание дуги осуществлялось от источника ВДУ-506.

Микроструктура покрытий, полученных при различной частоте пульсирующей воздушно-распыляющей струи с использованием порошковой проволоки ПП-ММ-2 [14] представлена на рис. 4.

Микроструктуру, толщину и пористость покрытий исследовали на электронном оптическом микроскопе Zeisse-200М. Строение полученных покрытий соответствует данным, приведенным в работах [5, 7, 8, 15], где покрытие состоит из отдельных деформированных частиц, расположенных слоями. Между частицами и слоями наблюдаются границы из оксидных пленок, имеется пограничный слой между основой и покрытием.

Без пульсаций структура покрытия неоднородна, с большим количеством частиц различной формы (рис. 4, а). Отмечены частицы сферической формы, не разбитые напором воздуха на бо-

лее мелкие. Большинство частиц имеют вытянутую, деформированную форму. Отмечено наличие оксидных пленок. При использовании пульсирующей струи покрытия имеют более равномерную микроструктуру. Количество частиц с различным размером уменьшается. При частоте пульсаций 43 Гц структура покрытий по всей толщине равномерная, что свидетельствует о стабильности процесса. Все частицы подвергаются значительной пластической деформации (см. рис. 4, б). Переходная зона имеет оксидные пленки, но в меньшей степени по сравнению с структурой покрытия выполненного пульсацией. Средний размер частиц находится в пределах $100 \dots 450$ мкм.

При частоте 65 Гц отмечается увеличение количества частиц малых размеров наряду с круп-

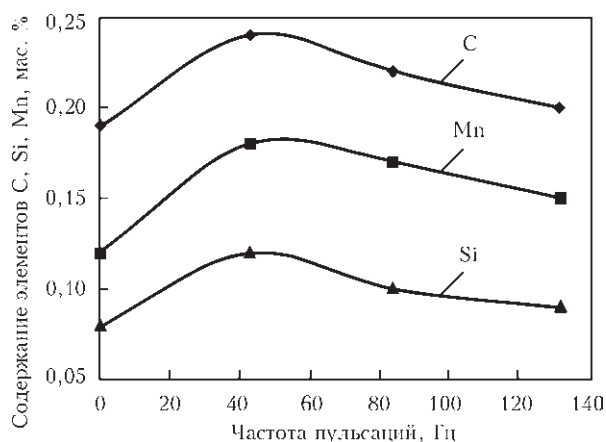


Рис. 5. Влияние частоты импульсов на содержание C, Mn и Si в покрытии при напылении проволокой ПП-ММ-2

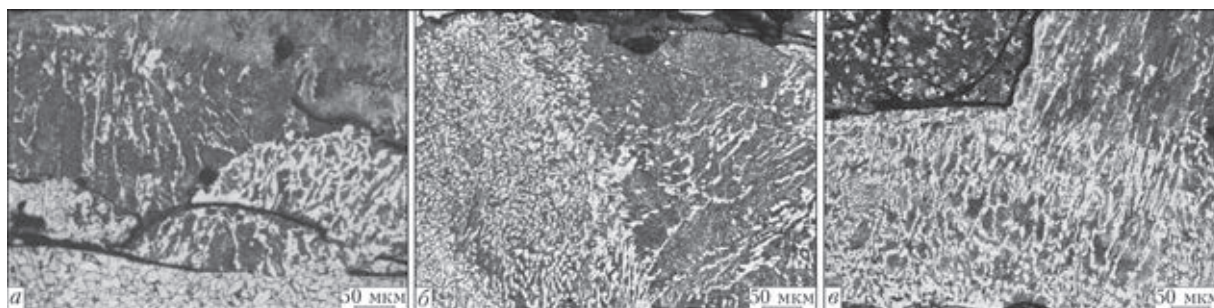


Рис. 6. Микроструктура частиц, у которых произошло разрушение оксидной пленки на границе: а, в — частицы с основой; б — между частицами

ными (см. рис. 4, в). Средний размер частиц колеблется в пределах 50...350 мкм. Это объясняется тем, что промежуток в следовании импульсов распыляющей струи имеет меньшую по времени величину по сравнению с частицами, полученными при частоте в 43 Гц. Скорость плавления электродов и образования жидкого металла на торце имеет большее по продолжительности время, чем временной промежуток в следовании распыляющей струи воздуха при данной частоте, что увеличивает усилие сброса жидкого металла с торцев электродов силой распыляющего потока. При частоте 105 Гц существенного изменения в размерах частиц не отмечено. Наличие промежутка в следовании импульсов распыляющей струи имеет малое значение по сравнению с временем, необходимым для формирования жидкого металла на торце плавящихся электродов. Сила воздействия распыляющего потока на жидкий металл становится практически постоянной.

В ходе проведения исследований получены переменные данные химического состава напыленных покрытий на образцах с использованием различных частот импульсов распыления (рис. 5). Отличие в содержании химических элементов объясняется различной степенью воздействия окислительной среды на напыляемый материал.

Иллюстрацией снижения окислительного воздействия на распыляемый материал являются микроструктуры частиц у которых произошло разрушение оксидных пленок на границах (рис. 6).

Разработан опытный образец головки для напыления в пульсирующем режиме, смонтированная на токарном станке, для восстановления посадочных мест деталей металлургического оборудования в механическом цехе комбината «Азовсталь».

Выводы

1. Разработано устройство, позволяющее получить пульсирующий режим распыления с импуль-

сами прямоугольной формы в диапазоне частот 0...132 Гц.

2. Применение пульсирующего распыления позволяет стабилизировать химический состав покрытия.

3. При напылении проволокой ПП-ММ-2 оптимальная частота импульсов составляет 35...60 Гц.

1. Коробов Ю. С. Оценка сил, действующих на распыляемый материал при электрометаллизации // Автоматическая сварка. — 2004 — № 7. С. 23–27.
2. Роянов В. А. Плавление электродов при дуговой металллизации // Свароч. пр-во. — 1990 — № 2. — С. 35–37.
3. Исследование диспергирования разнородных проволоочных материалов в процессе электродугового напыления / Ю. С. Борисов, Н. В. Вигилянская, И. А. Демьянов и др. // Автомат. сварка. — 2013 — № 2. С. 25–31.
4. Коробов Ю. С., Бороненков В. Н. Кинетика взаимодействия напыляемого металла с кислородом при электродуговой металллизации // Свароч. про-во. — 2003 — № 7. — С. 30–36.
5. Хасуи А. Техника напыления: Пер. с яп. — М.: Машиностроение, 1975. — 288 с.
6. Константинов В. М., Губанов А. С. Влияние легирующих элементов стальной проволоки на структуру и свойства покрытий при электродуговом напылении // Свароч. пр-во. — 2007 — № 5. — С. 13–18.
7. Бороненков В. Н., Коробов Ю. С. Основы дуговой металллизации. Физико-химические закономерности. — Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2012. — 268 с.
8. Катц Н. В. Металлизация распылением. — М.: Машиностроение, 1966. — 248 с.
9. Тер-Даниэлян Б. И., Красниченко Л. В. Новая распылительная головка электродугового металллизатора // Свароч. пр-во. — 1983 — № 12. С. 30–32.
10. Бурякин А. В. Стационарный электродуговой металллизатор ЭМ-19 // Там же. — 2000 — № 9. — С. 35–36.
11. А. с. 1787049 СССР, МКИ В 05 В 7/22. Распыляющая металллизационная головка / В. А. Роянов, Г. А. Мосиенко, В. П. Семенов, В. Я. Лавренков. — №990322; Заявл.22.11.89; Опубл. 07.01.93, Бюл. № 1.
12. А. с. 1727923 СССР, МКИ В 05 В 7/22. Устройство для электродуговой металллизации / Ю. С. Борисов, А. Г. Ильенко, Е. А. Астахов, А. Л. Гайдаренко. — № 1329835; Заявл.26.06.89; Опубл. 23.04.92, Бюл. № 15.
13. Гинзбург А. П. Аэрогазодинамика. — М.: Высш. шк., 1968. — 230 с.
14. Роянов В. А., Цыганков С. А., Богословский А. С. Порошковая проволока для нанесения износостойких покрытий методом дуговой металллизации // Сб. тр. ЦНИИТ-МАШ, 1990. — С. 25–26.
15. Кудинов В. В., Бобров Г. В. Нанесение покрытий напылением. Теория технология и оборудование. Уч. для вузов. — М.: Металлургия, 1992. — 432 с.

Поступила в редакцию 05.05.2014

РАЗРАБОТКА ВЫСОКОВАНАДИЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ НОЖЕЙ ДЛЯ РЕЗКИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Е. Ф. ПЕРЕПЛЕТЧИКОВ

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

Приведены результаты исследований структуры, твердости и износостойкости сплавов на основе железа, содержащих до 4,5 % С и 15 % V. Изучена зависимость структуры и типа карбидов от химического состава этих сплавов. Проведен анализ влияния структуры на износостойкость при абразивном изнашивании наплавленного металла, близкого по составу к исследованным сплавам, в исходном состоянии и после термической обработки. Установлено, что наплавленный металл этого типа имеет высокую износостойкость вследствие образования мартенситной структуры с небольшим количеством остаточного аустенита и с дисперсными, равномерно распределенными карбидами ванадия и карбидами типа Me_2C_6 . Библиогр. 6, табл. 1, рис. 3.

К л ю ч е в ы е с л о в а: плазменно-порошковая наплавка, износостойкость, дилатометрический анализ, порошки для наплавки, высокованадиевые сплавы

В настоящее время для экономии дорогостоящих инструментальных сталей при изготовлении различного рода инструментов, в том числе ножей холодной и горячей резки различных материалов, достаточно широко применяется наплавка. В этом случае корпус инструмента изготавливается из относительно дешевой конструкционной стали, а его рабочие кромки или рабочие поверхности — из инструментальной стали.

Основными легирующими элементами для инструментальных сталей и сплавов являются вольфрам, молибден и хром, которые при наплавке образуют сравнительно крупные (до 50 мкм) карбиды. Именно это приводит к выкрашиванию рабочих кромок ножей. По этой причине тонколезвийный инструмент изготавливают либо из сильнодеформированных сталей, у которых карбидная сетка разрушена в процессековки и прокатки, либо из порошковых инструментальных сталей, технология производства которых исключает саму возможность появления крупнозернистой структуры и карбидной неоднородности. В связи с этим при выборе системы легирования наплавленного металла предпочтение отдается ванадию, образующему очень мелкие и твердые карбиды [1–3]. Применению ванадия в качестве легирующего элемента в электродных и присадочных материалах для дуговой наплавки препятствует его способность образовывать шпинели, что затрудняет отделимость шлаковой корки. По этой причине массовую долю ванадия в порошковых проволоках для дуговой наплавки инструментальных сталей ограничивают 0,5 % [2].

Более широкие возможности для легирования наплавленного металла ванадием открываются при использовании плазменно-порошковой наплавки (ППН) в инертных защитных газах.

С целью создания принципиально нового класса наплавочных материалов для ножей холодной резки неметаллических материалов были исследованы сплавы на основе железа в виде порошков с расчетной массовой долей ванадия до 20 % и углерода до 4,5 %. Порошки для наплавки изготавливали путем распыления жидкого расплава азотом.

Для инструментальных сталей очень важно выбрать оптимальное соотношение концентраций углерода и карбидообразующих элементов. В зависимости от стехиометрического состава образующихся карбидов на каждый процент ванадия в стали требуется 0,175 (V_4C_3), 0,196 (V_6C_5) или 0,236 % С (VC). Для обеспечения наилучшего сочетания свойств сплава желательно, чтобы отношение ванадия к углероду в нем находилось в пределах 3,5...4,0 [4]. При наличии в стали других карбидообразующих элементов содержание углерода должно быть достаточным для образования соответствующих карбидов и упрочнения матрицы. С учетом этого для исследований были выбраны сплавы, химический состав которых приведен в таблице.

Хром и молибден, помимо участия в образовании карбидов, придают сплавам восприимчивость к закалке и обеспечивают получение мартенситной основы. Хром при содержании около 15 % должен также обеспечить антикоррозионные свойства сплавов.

Химический состав, твердость и износ исследованных высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов на основе железа

Номер плава	Массовая доля элементов, %							Твердость <i>HRC</i>	Потеря массы, мг
	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Ni		
1	3,95	0,91	1,07	16,76	14,15	2,03	-	45...48	12,30
2	4,25	1,76	1,43	16,72	15,18	1,97	-	50...54	5,05
3	4,38	1,11	1,05	16,65	14,62	2,01	-	60...62	4,40
4	4,45	1,01	0,64	16,03	14,66	2,00	1,08	60...62	4,60
5*	4,68	1,00	0,80	14,15	14,91	2,10	1,30	55...59	5,42

* Содержание ниобия составляет 1,05 %.

Сплавы № 4 и 5 легировали никелем. Ожидалось, что это приведет к образованию аустенита в их структуре. Сплав № 5 к тому же легировали ниобием, что дало возможность провести оценку свойств сплава при использовании еще одного сильного карбидообразователя.

С учетом того, что опытные сплавы предполагалось использовать для изготовления биметаллических ножей различного назначения, исследовали твердость, износостойкость и структуру наплавленного металла с химическим составом, соответствующим опытным сплавам.

Первоначально было проведено исследование сварочно-технологических свойств высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов. Наплавку проводили плазменно-порошковым способом, в качестве основного металла использовали пластины из стали Ст3. В них была сделана разделка под наплавку, размеры которой соответствовали размерам на реальном инструменте для резки неметаллических материалов. Наиболее важными параметрами ППН являются ток дуги I_d , скорость наплавки v_n и скорость подачи порошка [5]. В опытах использовали $I_d = 140...280$ А и $v_n = 2,0...5,3$ м/ч. В исследованном диапазоне параметров режима доля основного металла в наплавленном изменяется от 0 до 25 %. В области малых значений тока повышение на 10 А приводит к увеличению доли основного металла в наплавленном на 2...5 %.

В целом состав наплавленного металла отличается от состава присадочного (электродного) металла вследствие его перемешивания с основным металлом, а также окисления или селективного испарения легирующих элементов [6]. При ППН по оптимальным режимам доля основного металла в наплавленном слое не превышает 5...8 %, сварочная ванна надежно защищена аргоном от окисления, а в составе исследуемых сплавов нет легко испаряющихся элементов. В связи с этим состав наплавленного металла практически соответствует составу порошка [5].

Оптимальные значения I_d при различных скоростях наплавки обеспечивают хорошее формирование и постоянную ширину и высоту валиков. Несмотря на то, что ППН высокоуглеродистыми

высокованадиевыми сплавами велась без предварительного подогрева, не было замечено ни одного случая трещино- и порообразования в наплавленном металле.

Для оценки износостойкости высокованадиевых сплавов была выбрана методика испытаний на изнашивание закрепленным абразивом. В качестве абразива использовали корундовую шкурку зернистостью 180 мкм, площадь трения составляла 1 см², давление 30 Н, время испытания 20 с. Оценку износостойкости проводили по потере массы испытуемых образцов.

Образцы для металлографических исследований вырезали из наплавленного металла и подвергали травлению в реактиве Мураками.

Образцы для dilatометрических исследований размером 3×3×25 мм изготавливали из металла, наплавленного порошками выбранных сплавов плазменным методом. В dilatометре Шевенара образцы нагревали со скоростью 2,5 °С/мин до 430, 630 и 1045 °С, выдерживали при этих температурах 2 ч и затем охлаждали со скоростью 40 °С/мин. В быстродействующем dilatометре при имитации термического цикла наплавки образцы нагревали до 1150 °С со скоростью 130 °С/с и без выдержки охлаждали со скоростью 7,5 °С/с.

В таблице также представлены результаты испытаний на износостойкость сплавов, наплавленных на оптимальных режимах. Для сравнения отметим, что у широко известной инструментальной стали Р6М5Ф2, испытанной в тех же условиях, потеря массы составила 19,2, а у твердого сплава типа ВК8 — 1,6 мг. Как видно из приведенных данных, высокоуглеродистые высокованадиевые сплавы по износостойкости занимают промежуточное положение между инструментальными сталями и твердыми сплавами, но значительно дешевле последних.

Установлено, что сплавы № 1 и 2 имеют наименьшую твердость (*HRC* 45...54). В процессе отпуска при 600 °С в течение 1 ч она возрастает до *HRC* 59, по-видимому, вследствие выделения карбидов и распада остаточного аустенита с образованием мартенсита. Сплавы № 3 и 4 после наплавки имеют максимальную твердость (*HRC* 60...62). После отпуска вплоть до 550 °С твердость этих

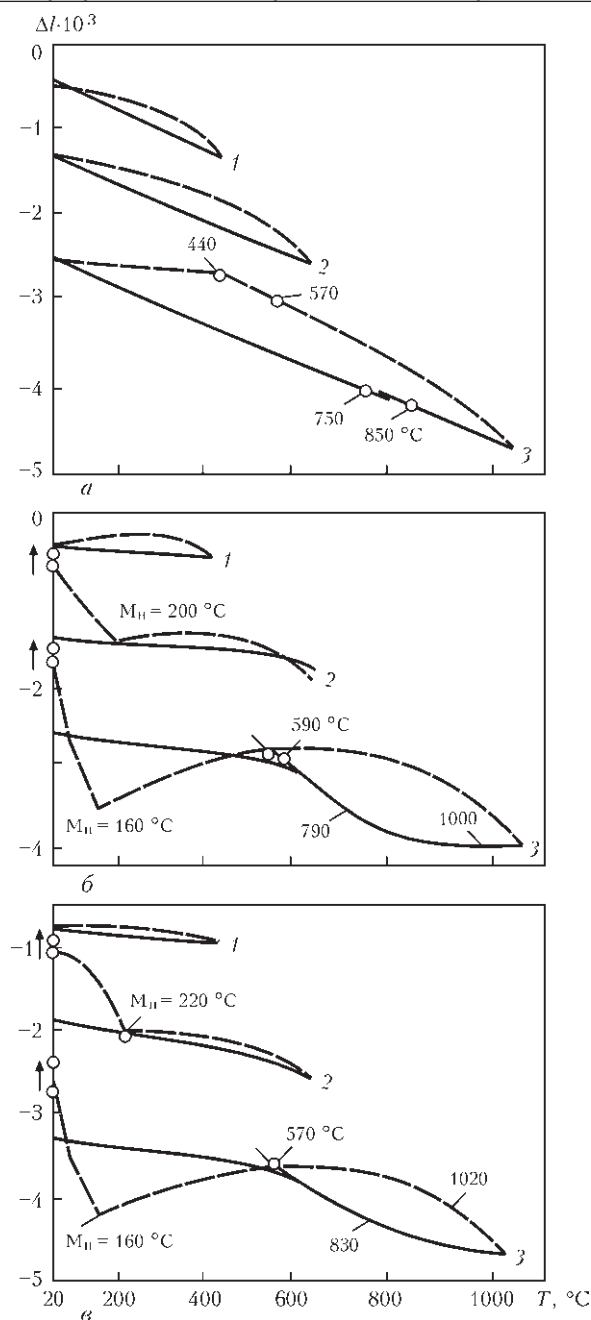


Рис. 1. Кривые нагрева до различных температур с выдержкой 2 ч (сплошные линии) и последующего охлаждения (штриховые) в dilatометре Шевенара сплавов № 1 (а), 3 (б) и 5 (в): 1 — температура нагрева 430; 2 — 630; 3 — 1045 °C; Δl — изменение длины

сплавов практически сохраняется на исходном уровне. При более высокой температуре отпуска она начинает уменьшаться.

Как видно из рис. 1, а, для сплава № 1 при нагреве до температуры 1045 °C и последующего охлаждения характерно сохранение стабильности структуры. Следует заметить, что в интервале температур 750...850 °C, возможно, происходит растворение в матричной α -фазе карбидных частиц, а при охлаждении (570...440 °C) наблюдается, по-видимому, бейнитное превращение.

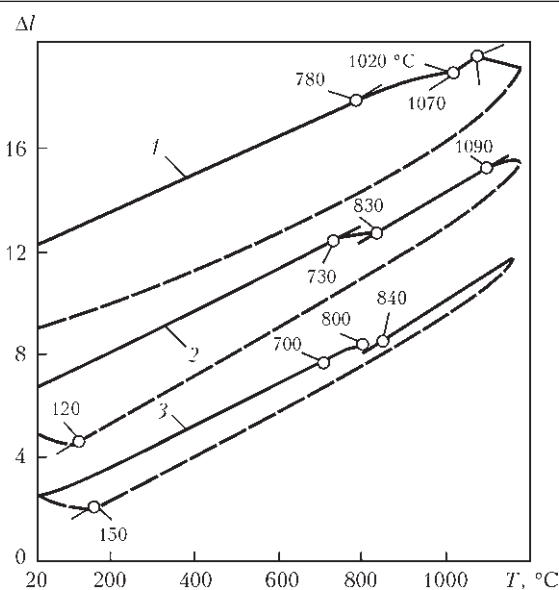


Рис. 2. Кривые нагрева (сплошные линии) и охлаждения (штриховые) сплавов № 1, 3, 5 (1–3) в быстродействующем dilatометре

Иной характер имели dilatометрические кривые сплавов № 3 и 5 (рис. 1, б, в). Кривые нагрева до 430 °C у обоих сплавов незначительно наклонены вниз и полностью обратимы. Увеличение температуры отпуска до 630 °C приводит к небольшому уменьшению длины образца в процессе 2-часовой выдержки, что связано с выпадением карбидов. При охлаждении остаточный аустенит превращается в мартенсит ($M_n = 200...220$ °C). Мартенситное превращение продолжается в обоих сплавах при выдержке при комнатной температуре (см. стрелки на 1, б, в). Характер кривых нагрева до 1045 °C и охлаждения от этой температуры у сплавов № 3 и 5 примерно одинаков. В интервале температур 790...1000 °C (№ 3) и 830...1020 °C (№ 5) структура сплавов относительно стабильна. Выше этих температур происходит растворение карбидов в аустените, и этот процесс идет с увеличением длины. При охлаждении образцов от 1045 °C в обоих сплавах происходит мартенситное превращение ($M_n = 160$ °C), которое продолжается в процессе выдержки при комнатной температуре, равно как и при более низких температурах. Наклон кривых у образцов № 3 и 5 соответствует смешанной $\alpha + \gamma$ -структуре. В этих сплавах природой α -фазы является мартенсит, структура матрицы состоит из смеси мартенсита и остаточного аустенита.

На рис. 2 приведены dilatометрические кривые нагрева и охлаждения сплавов № 1, 3 и 5, полученные на быстродействующем dilatометре при имитации термического цикла наплавки. У образца № 1 при нагреве в диапазоне 670...880 °C происходит небольшое увеличение длины, возможно, связанное с растворением карбидов. При охлаждении идет монотонное уменьшение длины

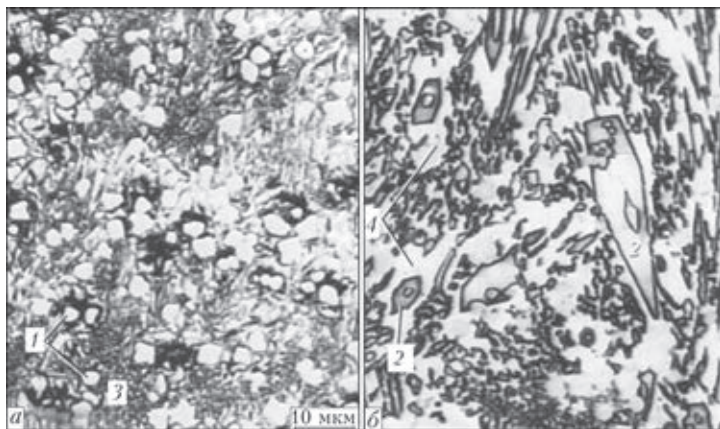


Рис. 3. Микроструктура ($\times 1000$) высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов № 2 (а) и 3 (б): 1 — карбид ванадия; 2 — карбид Me_7C_3 ; 3 — мартенситно-аустенитная структура с преобладанием мартенсита; 4 — мартенситно-аустенитная структура с преобладанием аустенита

без каких-либо превращений. На кривой нагрева образца № 3 отмечен перегиб при температурах $730 \dots 830^\circ\text{C}$, связанный с $\alpha + \gamma$ -превращением. В процессе охлаждения наблюдается мартенситное превращение ($M_n = 120^\circ\text{C}$). Кривая сплава № 5 имеет аналогичный характер: $\alpha + \gamma$ -превращение идет при температурах $700 \dots 840^\circ\text{C}$, $M_n = 150^\circ\text{C}$. По-видимому, на $\alpha + \gamma$ -превращение в обоих случаях накладывается процесс выделения карбидов. Значения точек M_n , полученные на двух типах дилатометров, несколько отличаются друг от друга, что, возможно, связано с отклонениями в химическом составе образцов наплавленного металла, а также с особенностями методик исследования на этих дилатометрах.

Исследования на быстродействующем дилатометре показывают, что при термическом цикле плазменной наплавки без дополнительной термической обработки высокованадиевые высокоуглеродистые сплавы могут приобрести наиболее благоприятную с точки зрения износостойкости мартенситно-карбидную структуру с небольшим количеством остаточного аустенита. Непосредственные исследования микроструктуры подтвердили выводы дилатометрических исследований о том, что матрица сплава № 3 имеет мартенситную структуру с некоторым количеством остаточного аустенита. Карбиды ванадия типа MeC и карбиды хрома типа Me_{23}C_6 равномерно распределены в структуре сплава и их размер не превышает $10 \mu\text{m}$ (рис. 3, а). Сплав № 5 также имеет мартенситно-аустенитную структуру, но вследствие

повышенного содержания углерода в нем образуются, кроме карбидов ванадия и ниобия типа MeC , и крупноиглочатые карбиды хрома типа Me_7C_3 (рис. 3, б). Замеры микротвердости ($HV 0,05$) структурных составляющих исследуемых сплавов показали, что твердость карбидов типа MeC составляет $2900 \dots 3000$, карбидов типа Me_7C_3 — $900 \dots 1300$, мартенсита — $800 \dots 900$, аустенита — $600 \dots 700$ и у феррита $HV 0,05 = 550 \dots 600$.

Сплавы № 3 и 5 показали примерно одинаковую износостойкость при абразивном изнашивании, однако в сплаве № 5 карбиды хрома имеют значительные размеры, поэтому для наплавки ножей более предпочтительным будет сплав № 3.

Выводы

1. Установлено, что в зависимости от химического состава матрица высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов может состоять из сочетания различных структурных составляющих — мартенсита, аустенита или легированного феррита. Кроме того в структуре сплавов содержится значительное количество карбидов основных легирующих элементов — ванадия и хрома. Наивысшую износостойкость при абразивном изнашивании обеспечивает мартенситно-карбидная структура с небольшим количеством остаточного аустенита.
2. Термический цикл плазменной наплавки без дополнительной термической обработки обеспечивает получение в высокованадиевом высокоуглеродистом наплавленном металле наиболее благоприятной с точки зрения износостойкости мартенситно-карбидной структуры с небольшим количеством остаточного аустенита.

1. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 2. — М.: Металлургия, 1966. — 1638 с.
2. Ефимов Ю. В., Барон В. В., Савицкий Е. М. Ванадий и его сплавы. — М.: Наука, 1969. — 254 с.
3. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумелли Э. Г. Основы легирования наплавленного металла. — М.: Машиностроение, 1969. — 187 с.
4. Меськин В. С. Основы легирования стали. — М.: Металлургия, 1964. — 286 с.
5. Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Рябцев И. А. Плазменная наплавка. — Киев: Экотехнология, 2007. — 291 с.
6. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Экотехнология, 1999. — 62 с.

Поступила в редакцию 26.03.2014

МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ ЛОПАТОК ГАЗОВЫХ ТУРБИН

А. М. КОСТИН¹, А. Ю. БУТЕНКО¹, В. В. КВАСНИЦКИЙ²

¹ Национальный университет кораблестроения. 54025, г. Николаев, просп. Героев Сталинграда, 9.

E-mail: kostin.weld@gmail.com

² НТУУ «Киевский политехнический институт». 03056, г. Киев, ул. Дашавская, 6/2

Рассмотрены преимущества и недостатки существующих технологий упрочнения контактных поверхностей рабочих лопаток газовых турбин с применением литых прутков стеллита, никелевого сплава КБНХЛ-2, пластин из сплава ХТН-61. Обоснована необходимость разработки нового износостойкого материала для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток. Исследованы два опытных сплава на кобальтовой основе систем Co-Si-B и Co-Si-B-Cr₃C₂. Оценена высокотемпературная износостойкость материалов. Табл. 3, рис. 1.

Ключевые слова: наплавка, лопатки газовых турбин, технологии упрочнения, стеллит, никелевый сплав, сплавы на кобальтовой основе, высокотемпературная износостойкость

На сегодняшний день главной проблемой производства рабочих лопаток современных газотурбинных двигателей является обеспечение их высокой износостойкости и жаропрочности, которые бы обеспечивали требуемые характеристики контактных поверхностей рабочих лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) во всем температурном диапазоне их эксплуатации.

В работе рассматриваются рабочие лопатки, изготавливаемые из литейных никелевых сплавов типа ЧС88У-ВИ, эксплуатационные характеристики которого невысоки, поэтому существует необходимость упрочнения контактных поверхностей (бандажных полок) рабочих лопаток турбин материалами, которые удовлетворяют критериям эксплуатации двигателей.

На предприятиях, изготавливающих газотурбинные двигатели, для придания контактным поверхностям рабочих лопаток необходимых свойств, в частности горячей твердости и износостойкости, используют различные составы и способы упрочнения. Например, известен способ ручной аргонно-дуговой наплавки литыми прутками стеллита на основе кобальта марки Пр-ВЗК-р диаметром 2...3 мм. Данный стеллит характеризуется высокой твердостью, износостойкостью и коррозионной стойкостью. Однако рассматриваемая технология имеет ряд существенных недостатков:

– сплавы ЧС88У-ВИ, ЧС70У-ВИ и ЧС104-ВИ относятся к плохо свариваемым, в связи с этим при наплавке электрической дугой образуются трещины, переходящие в основной металл. У стеллита Пр-ВЗК-р и данных никелевых сплавов разные коэффициенты линейного термического

расширения, что приводит при остывании наплавленной детали к возникновению сложных полей собственных напряжений;

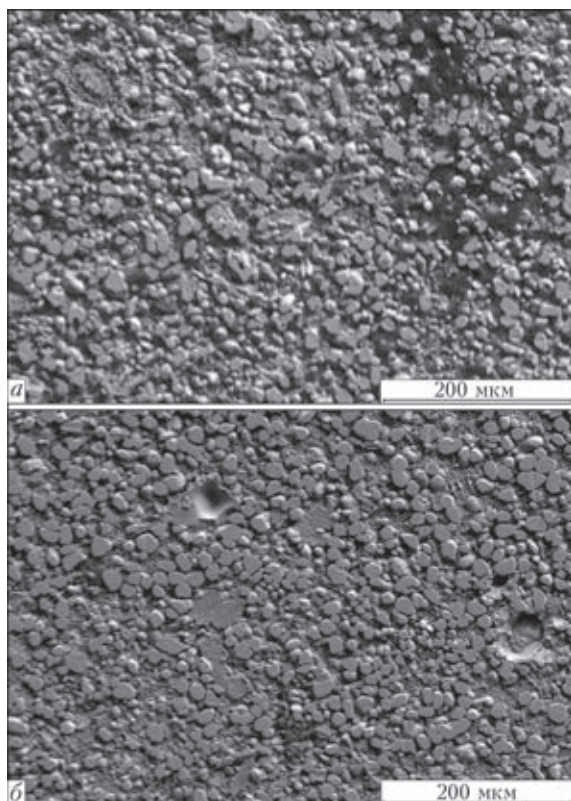
– наплавку деталей выполняют в два прохода для обеспечения необходимой твердости, поскольку при аргонно-дуговой наплавке происходит интенсивное перемешивание стеллита с основным металлом, в результате чего твердость первого слоя не превышает HRC 32...35. Наплавка в два прохода приводит к перерасходу дорогостоящего стеллита и увеличению трудоемкости изготовления.

Упрочнение бандажных полок рабочих лопаток ГТД возможно ацетиленокислородной наплавкой никелевым сплавом КБНХЛ-2. В этом случае обеспечивается высокое качество наплавленного металла без внешних и внутренних дефектов со стабильной твердостью HRC 60 по всей площади торца либо бандажной полки рабочей лопатки.

Существенным недостатком применения сплава КБНХЛ-2 является то, что при забросах температуры во время эксплуатации двигателя нередко происходит оплавление контактных поверхностей, что в дальнейшем приводит к выходу из строя двигателя в целом.

Проблему жаростойкости и износостойкости бандажных полок рабочих лопаток газотурбинных двигателей можно решить, например, путем применения напайки пластин из сплава на кобальтовой основе ХТН-61, эксплуатация которого возможна при температурах до 1100 °С. Однако, пайка является неприемлемым способом упрочнения лопаток сложной конфигурации.

Таким образом, анализ свойств, эффективных рабочих температур эксплуатации и возможных способов нанесения износостойких материалов



Микроструктура наплавленного слоя упрочняющей композицией №1 (а) и № 2 (б)

показывает, что ни один из существующих промышленных износостойких материалов не удовлетворяет в полной мере техническим требованиям к технологическому процессу упрочнения контактных поверхностей деталей ГТД, рассматриваемых в данной работе. Поэтому необходима разработка нового жаропрочного износостойкого материала для упрочнения бандажных полок рабочих лопаток турбин, который бы обеспечивал заданные условия их эксплуатации.

К основным критериям разработки нового износостойкого материала для упрочнения контактных поверхностей лопаток можно отнести: высокую жаропрочность; твердость при повышенных

температурах эксплуатации не менее $HRC\ 40$; высокотемпературную износостойкость.

Кроме того, основным технологическим критерием при разработке нового упрочняющего материала является температура его плавления, которая не должна превышать $1220 \pm 10\ ^\circ C$. В противном случае не удастся избежать разупрочнения основного металла и образования трещин в переходной зоне.

Для исследований авторами предложены два опытных состава на основе кобальта систем $Co-Si-B$ (№ 1) и $Co-Si-B-Cr_3C_2$ (№ 2). Микроструктура наплавки ацетиленокислородным пламенем опытными составами показана на рисунке.

Одной из важных характеристик упрочняющего материала является твердость наплавленного слоя. Авторами определена твердость упрочняющих композиций после термообработки и термоциклирования. Режим термообработки образцов приведен в табл. 1. Режим термоциклирования опытных образцов следующий: начальная и конечная температура — 20 и $1100\ ^\circ C$ соответственно; количество циклов — $15...20$. Результаты измерений твердости приведены в табл. 2. Анализ результатов показывает, что твердость опытных материалов удовлетворяет эксплуатационным требованиям.

Определение износостойкости проводили на установке, обеспечивающей условия эксплуатации рабочих лопаток ГТД максимально приближенные к реальным. В процессе испытаний образцы находились в условиях динамических соударений при повышенных температурах рабочей среды. Параллельно испытывались опытные образцы из основного металла $ЧС88У-ВИ$ и образцы, наплавленные стеллитом $X30H50Ю5T2$, максимально эффективным на сегодняшний день для упрочнения рабочих лопаток.

Условия проведения испытаний: температура $\approx 1150\ ^\circ C$, первоначальная нагрузка — $50\ MPa$, амплитуда взаимного перемещения — $0,169\ mm$, время испытаний — $2\ ч$. Влияние температуры на износостойкость образцов оценивали по результатам испытаний в среде продуктов сгорания авиационного топлива типа «керосин». Для проведения испытаний применяли авиационный керосин марки ТС-1.

Для исключения возможного влияния температуры испытаний на физико-механические свойства исследуемых материалов и последующие результаты оценки износостойкости испытания образцов проводили при контакте только одной исследуемой стороны.

Износостойкость опытных материалов оценивали по интенсивности изнашивания

$$J_v = V/N,$$

Таблица 1. Режим термообработки опытных образцов

Последовательность выполнения	Температура, $^\circ C$	Время выдержки, ч
Отжиг	1020	2
Кобальтирование	970 ± 10	6
Алитирование	970 ± 10	6
Диффузионный отжиг в вакууме	1030 ± 10	2
Рекристаллизационный отжиг	1030 ± 10	2
Вакуумный отжиг	1030 ± 10	2
Старение	850 ± 10	16...17

Таблица 2. Результаты измерений твердости упрочняющих композиций

Сплав	Твердость после термообработки HV_{10}	Твердость после термоциклирования HV_{10}
№ 1	752	572
№ 2	606...690	525

где J_v — объемная интенсивность изнашивания, $\text{мм}^3/\text{цикл}$; V — объем изношенного материала (определяется по профилограмме изношенных образцов), мм^3 ; N — количество циклов нагружения (соответствует частоте колебания образцов).

Результаты испытаний высокотемпературной износостойкости приведены в табл. 3.

Анализ результатов испытаний показал, что сплав Х30Н50Ю5Т2 не выдерживает данных динамических и температурных нагрузок. На контактных поверхностях обнаруживается значительное количество окалины, сколов, трещин, вырывов, наплывов, что свидетельствует о разрушении упрочняющего слоя наплавки. Сплав ЧС88У-ВИ и опытные сплавы № 1 и № 2 показывают практически одинаковую стойкость к высокотемпературному износу.

Таким образом, в целом анализ результатов испытаний показал, что при температуре испытаний $\approx 1150^\circ\text{C}$, которая близка к температуре растворения γ' -фазы, объемное содержание и морфология упрочняющей дисперсной фазы не играет решающей роли в обеспечении высокой износостойкости упрочняющих композиций. В этом случае

Таблица 3. Результаты измерений интенсивности изнашивания опытных сплавов

Сплав	Время испытания, мин	Средняя интенсивность изнашивания $J_v \cdot 10^{-6}$, $\text{мм}^3/\text{цикл}$
ЧС88У-ВИ	120	2,379
Х30Н50Ю5Т2	60	10,126
№ 1	120	2,761
№ 2	120	2,372

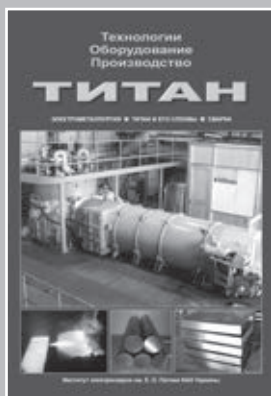
важное значение приобретают свойства твердорастворной основы сплава.

В реальных условиях работы газотурбинного двигателя имеет важное значение не только работоспособность износостойких материалов при запредельных температурных нагрузках, которые составляют минимальный процент от общего времени работы двигателя, но и износостойкость сплавов во время запуска ($\approx 20^\circ\text{C}$) и особенно при рабочих температурах эксплуатации ($\approx 900^\circ\text{C}$). Кроме того, известно, что кобальтовые сплавы демонстрируют существенное снижение износостойкости при температурах порядка 500°C , что требует детальных исследований во всем температурном интервале эксплуатации от 20 до 1150°C .

Поступила в редакцию 25.04.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com



ТИТАН. ТЕХНОЛОГИИ. ОБОРУДОВАНИЕ. ПРОИЗВОДСТВО. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2014. — 270 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 54 статьи, опубликованные в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за период 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. Представлены обзоры по дисперсионному упрочнению титановых сплавов и по сварке сплавов алюминидов 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.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

УДК 621.791.947.5(204.1)

ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ШВОВ ТИПА X20H9Г2Б, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ МОКРОЙ ПОДВОДНОЙ СВАРКЕ

К. А. ЮЩЕНКО, А. В. БУЛАТ, Н. Ю. КАХОВСКИЙ, В. И. САМОЙЛЕНКО,
С. Ю. МАКСИМОВ, С. Г. ГРИГОРЕНКО

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

Приведены результаты исследования изменений химического состава и структуры металла шва при мокрой дуговой подводной сварке стали 12X18H10T покрытыми электродами. Показано, что в отличие от сварки на воздухе в металле швов при подводной сварке повышается содержание кислорода и водорода при одновременном снижении количества элементов-ферритизаторов. При этом структура металла шва характеризуется наличием преимущественно столбчатых кристаллитов, пониженной долей зернограничного δ -феррита и повышенной объемной долей оксидных неметаллических включений, количество которых с дисперсностью 0,10...1,25 мкм возрастает в 1,5...2 раза. Библиогр. 14, табл. 4, рис. 2.

Ключевые слова: мокрая дуговая подводная сварка, сталь 12X18H10T, покрытые электроды, металл шва, химический состав, структура, неметаллические включения

Электродуговая подводная сварка покрытыми электродами в течение почти 80-ти лет применяется для ремонтно-восстановительных работ на кораблях и гидротехнических сооружениях различного назначения из низкоуглеродистых и низколегированных сталей [1–4]. Ее особенности исследованы достаточно полно [5–9], что позволило создать эффективные технологии и специализированные сварочные материалы [10–13].

В последние годы стала актуальной задача усовершенствования технологии ремонта повреждений облицовки из стали 12X18H10T железобетонных бассейнов для хранения отработавших свой ресурс тепловыделяющих элементов АЭС. Для ее решения предполагается исключить операции откачки воды и дезактивации бассейнов, а ремонт повреждений осуществлять методом мокрой подводной электродуговой сварки покры-

тыми электродами (далее по тексту — подводная сварка). Однако особенности подводной сварки стали 12X18H10T недостаточно изучены, к тому же до сих пор не созданы электроды специального назначения.

На предварительном этапе разработки таких электродов предстояло изучить влияние условий сварки на химический состав и структуру сварных швов. Для этого были изготовлены экспериментальные электроды типа Э-08X20H9Г2Б диаметром 3 мм, характеристики которых приведены в табл. 1. Дополнительно отметим, что для ограничения окисляющего воздействия углекислого газа, а также науглероживания металла шва содержание мрамора в покрытиях ограничили 16 %. Кроме того, для оценки возможности экранирования капель электродного металла от прямого окисляющего и наводороживающего воз-

Таблица 1. Характеристики экспериментальных электродов и режимы сварки

Условное обозначение электродов	Характеристики экспериментальных электродов*			Условия и режим сварки			Номер образца (шлифа)
	Суммарное содержание CaF_2 и TiO_2 в покрытии **, %	Соотношение CaF_2 и TiO_2 в покрытии	Диаметр электрода, мм	Среда	$I_{\text{св}}^{\text{CP}}$, А	$U_{\text{д}}^{\text{CP}}$, В	
К-1	56	1:2	1,6	Воздух	118,8	24,3	1
				Вода	115,7	26,3	4
К-2	56	3:1	1,6	Воздух	119,3	24,2	2
				Вода	111,3	27,4	5
К-3	56	3:1	1,8	Воздух	113,4	25,5	3
				Вода	108,5	28,5	6

* В качестве электродных стержней использовали сварочную проволоку диаметром 3 мм из стали Св-04X19H9 (ER304).

** Содержание остальных компонентов покрытия всех экспериментальных электродов было одинаковым.

Таблица 2. Химический состав металла сварных швов

Номер образца	Содержание, мас. %						
	Cr	Ni	Mn	Nb	Si	O	H
1	21,3	10,8	2,0	1,0	1,2	0,059	0,0027
4	20,0	10,8	1,5	0,9	0,9	0,071	0,0047
2	21,2	10,6	2,5	1,0	1,2	0,044	0,0019
5	21,0	10,9	2,0	0,7	0,8	0,061	0,0040
3	21,2	9,7	2,4	1,0	1,3	0,049	0,0014
6	21,4	10,4	2,3	0,9	1,0	0,066	0,0029

Таблица 3. Характеристики структуры металла швов и ЗТВ

Номер образца	Металл шва				Металл ЗТВ	
	Средний диаметр γ -ячеек, мкм	Дендритный параметр, мкм	Доля δ -феррита, %	Объемная доля НВ*, %	Балл зерна	Доля δ -феррита, %
1	10	10...12	5,2...8,0	0,22	5	1,5...2,0
4	10	15...25	5...6	0,42	6	1,0...1,5
2	5...7	7...10	9,0...10,5	0,13	6	1,0...1,5
5	5...7	20...25	8...9	0,29	6	1,0...2,0
3	5...7	10...12	9...12	0,19	5	1,0...1,5
6	5...7	15...20	8...11	0,33	6	1,5...2,0

* Объемную долю и дисперсность НВ определяли путем обработки результатов их фотографирования с помощью компьютерного обеспечения ImigePro.

действия воды были изготовлены электроды К-3, отличающиеся от электродов К-2 только диаметром покрытия.

Электродами К-1–К-3 на постоянном токе обратной полярности от инвертора «Kemppi PS-500» при одинаковых установках режима сварки были выполнены жесткие стыковые соединения пластин из стали 12Х18Н10Т (321) на воздухе и под водой на глубине около 0,5 м. Аналогичным образом были получены однослойные наплавки на пластины из той же стали. При этом с помощью анализатора сварочных процессов АСП-19 определяли электрические характеристики горения дуги — среднестатистические значения параметров $U_{св}^{cp}$ и $U_{д}^{cp}$. Образцы № 1–6 (шлифы) вы-

резали из соответствующих сварных соединений и наплавов. Содержание легирующих элементов в швах (в их средней части) определяли методом эмиссионного спектрального анализа с использованием спектрометра ДФС-36 фирмы ЛОМО, а кислорода и водорода — методом восстановительного плавления в потоке газа-носителя цилиндрических образцов (вырезанных из центральных участков швов) на установках РО-316 и РН-3 фирмы LECO. Полученные результаты приведены в табл. 2.

Для исследования структуры сварных швов и ЗТВ, а также фотографирования неметаллических включений (НВ) использовали микроскоп «Neophot-32», оснащенный цифровой фотокамерой «Olympus». Долю ферритной фазы определяли ферритометром «Ferritgehaltmesser 1.053». При этом микроструктуру металла шва и ЗТВ выявляли методом электролитического травления в 20 %-м водном растворе сернокислого аммония. Результаты исследования структуры швов обобщены в табл. 3.

Для измерения твердости по Виккерсу (нагрузка 100 г) металла шва использовали твердомер М-400 фирмы LECO, а твердость по Роквеллу (нагрузка 60 г) металла шва, ЗТВ и основного металла определяли твердомером ТК-2М. Полученные результаты приведены в табл. 4.

Согласно полученным данным (см. табл.1) увеличение в электродном покрытии соотношения CaF_2/TiO_2 как при сварке под водой, так и на воздухе приводит к снижению в металле шва содержания кислорода и водорода, что обусловлено повышением в атмосфере дуги парциального давления фторидов, снижением количества кис-

Таблица 4. Твердость металла швов, ЗТВ и основного металла

Номер образца	$HV0,1$, МПа	HRA	HRA	
	Металл шва		ЗТВ	Основной металл
1	$\frac{2100...2130}{2110}$	$\frac{53,0...55,0}{54,1}$	$\frac{52,5...54,5}{53,5}$	$\frac{50,5...54,5}{52,6}$
4	$\frac{2130...2180}{2146}$	$\frac{52,5...55,0}{53,8}$	$\frac{53,0...54,0}{53,5}$	$\frac{49,0...53,0}{50,3}$
2	$\frac{2190...2210}{2203}$	$\frac{52,0...54,0}{53,2}$	$\frac{53,0...53,5}{53,2}$	$\frac{49,0...53,0}{50,6}$
5	$\frac{2190...2360}{2253}$	$\frac{53,5...54,0}{53,8}$	$\frac{54,0...56,0}{54,8}$	$\frac{51,0...52,5}{51,5}$
3	$\frac{2100...2210}{2136}$	$\frac{55,0...55,5}{55,1}$	$\frac{53,0...55,0}{54,0}$	$\frac{51,0...54,0}{52,6}$
6	$\frac{2180...2300}{2253}$	$\frac{54,0...56,0}{54,8}$	$\frac{53,0...55,5}{54,5}$	$\frac{51,0...53,0}{52,0}$

лорода и связыванием водорода во фтороводород. При прочих равных условия увеличение диаметра электродного покрытия (электроды К-2 и К-3) вызывает повышение содержания кислорода и снижение содержания водорода в металле шва. Такое положение можно объяснить тем, что электродное покрытие и образующийся шлак в любом случае оказывают на металл шва окисляющее воздействие. Поэтому увеличение количества переплавляемого покрытия (шлака) при неизменном количестве расплавленного металла приводит к повышению в нем содержания кислорода [14]. Кроме того, в условиях подводной сварки увеличение диаметра электродного покрытия улучшает защиту расплавленного металла от доступа воды: на стадии капли — за счет увеличения глубины втулочки из оплавленного покрытия на торце электрода (экранирования), а на стадии ванны — возрастающего количества шлака. В результате суммарного воздействия этих факторов содержание водорода в металле шва снижается.

Насыщение расплавленного металла кислородом при подводной сварке и его взаимодействие с элементами-раскислителями приводит к уве-

личению в металле шва объемной доли НВ (см. табл. 3). При этом увеличивается количество НВ размером от 0,50 до 1,25 мкм (рис. 1). Количество НВ размером более 1,25 мкм во всех исследованных образцах практически не изменялось и составляло 8...10 % их общего количества, а объемная доля НВ размером 4,7...10,0 мкм оставалась в пределах 53...67 % всего объема НВ.

Результаты исследования структуры (см. табл. 3) показали, что в швах, выполненных под водой (шлифы № 4–6), по сравнению с полученными на воздухе (№ 1–3) доля зернограничного δ -феррита сокращается. По нашему мнению, это обусловлено окислением элементов-ферритизаторов (кремния, ниобия и хрома), обладающих более высоким средством к кислороду, чем никель и железо. Характерной особенностью швов, выполненных под водой, является доминирование в их структуре столбчатых кристаллитов (рис. 2, а), тогда как для швов, полученных на воздухе, — преобладание ячеистых кристаллитов (рис. 2, б). При этом в случае сварки под водой почти в 1,5...2 раза возрастает дендритный параметр (см. табл. 3) при неизменном размере аустенитных ячеек, что свидетельствует о развитии дендритных осей второго порядка и расширении температурного интервала кристаллизации металла шва. При применении всех экспериментальных электродов доля δ -феррита

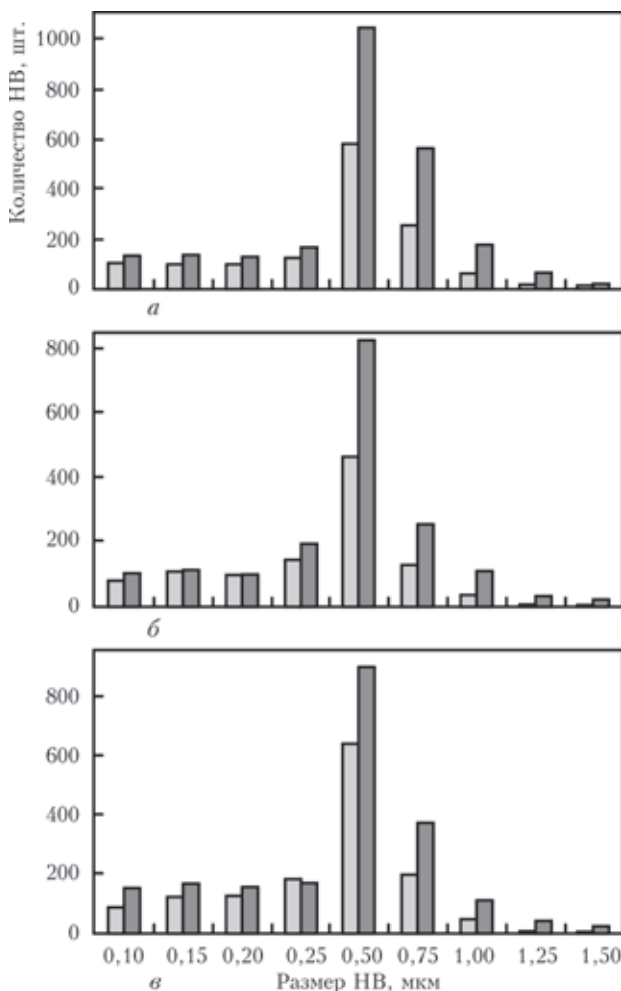


Рис. 1. Влияние условий сварки на воздухе (светлые столбики) и в воде (темные) на количество НВ в сварных швах, выполненных электродами К-1 (а), К-2 (б), К-3 (в)

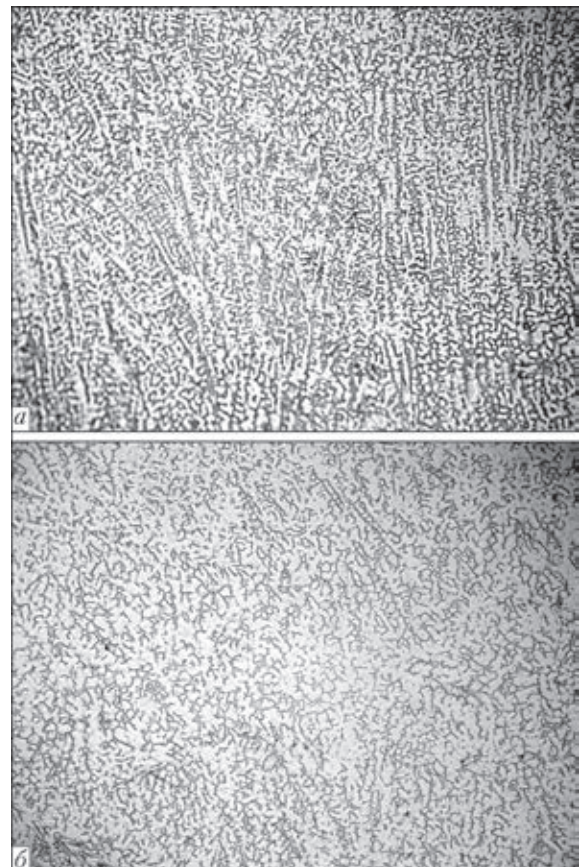


Рис. 2. Микроструктура ($\times 200$) металла сварного шва, выполненного под водой (а) и на воздухе (б)

и балл аустенитного зерна оставались постоянными независимо от условий сварки (см. табл. 3).

Согласно результатам измерения твердости по Виккерсу металла шва (см. табл. 4) у образцов, сваренных под водой (№ 4–6), твердость несколько выше, чем у выполненных на воздухе (№ 1–3). Однако измерения твердости по Роквеллу таких изменений не подтвердили и показали, что на всех исследованных образцах *HRA* минимальная в основном металле и выше в ЗТВ и металле шва, при этом значения твердости в ЗТВ и металле шва практически не отличаются. Такое повышение твердости по сравнению с основным металлом, скорее всего, обусловлено локализацией пластической деформации в процессе сварки в этих зонах соединения.

Выводы

1. При прочих равных условиях характерными особенностями сварных швов, выполненных под водой, по сравнению с полученными на воздухе являются более высокое содержание в них кислорода (в 1,2...1,4 раза) и водорода (в 1,7...2,1 раза); пониженное содержание элементов-ферритизаторов (кремния, ниобия, хрома); повышенная в 1,7...2,2 раза объемная доля и количество оксидных НВ; преобладание в их структуре столбчатых кристаллитов при более низкой доле зернограничного δ -феррита.

2. Увеличение в электродном покрытии соотношения CaF_2 и TiO_2 , а также диаметра электрода в условиях подводной сварки позволяет приблизительно в 1,5 раза снизить содержание водорода в металле шва, что можно объяснить повышением в атмосфере дуги парциального давления фторидов и экранированием расплавленного металла от воздействия воды втулочкой из покрытия с возросшим количеством образующегося шлака.

3. Как при сварке под водой, так и на воздухе увеличение диаметра электродного покрытия повышает концентрацию кислорода в металле шва, что обусловлено ростом окисляющего воздействия на расплавленный металл электродного покрытия и шлака.

1. Хренов К. К., Ярхо В. И. Технология дуговой электросварки. – М.-Л.: Машиностроение, 1940. – 408 с.
2. Хренов К. К. Подводная электрическая сварка и резка металлов. – М.: Военное изд-во Министерства ВС СССР, 1946. – 160 с.
3. Авилов Т. И. Исследование процесса дуговой сварки под водой // Свароч. пр-во. – 1958. – № 5. – С. 12–14.
4. Савич И. М., Смолярко В. Б., Камышев М. А. Технология и оборудование для полуавтоматической подводной сварки металлоконструкций // Нефтепромысл. стр-во. – 1976. – № 1. – С. 10–11.
5. Мадатов Н. М. О свойствах парогазового пузыря вокруг дуги при сварке под водой // Автомат. сварка. – 1965. – № 12. – С. 25–29.
6. Kononenko V. Ya. Technologies of underwater welding and cutting. – Kiev: PWI, 2006. – 174 p.
7. Reynolds T. J. Service history of wet welded repairs and modifications // Proc. of Intern. Workshop on State-of-the-Art Science and Reliability of Underwater Welding and Inspection Technology (Houston, USA, Nov. 17–19, 2010). – P. 31–64.
8. Логунов К. В. Подводная сварка и резка металлов. – СПб: Коста, 2003. – 152 с.
9. Кононенко В. Я. Подводная сварка и резка. – Киев: Эко-технология, 2011. – 264 с.
10. Савич И. М. Подводная сварка порошковой проволокой // Автомат. сварка. – 1969. – № 10. – С. 70–71.
11. Максимов С. Ю. Новые электроды для мокрой сварки под водой во всех пространственных положениях // Состояние и перспектив развития сварочных материалов в странах СНГ: Сб. докл. 1-й Междунар. конф. стран СНГ. – Краснодар-М., 1998. – С. 125–128.
12. А. с. 1540992 СССР. МКИ В 23 К35/365. Состав электродного покрытия для ручной дуговой сварки / В. В. Мурзин, В. Т. Мурзин, В. Л. Руссо, В. Р. Евсеев. – Оpubл. 1990.
13. А. с. 15497706 СССР. МКИ В 23 К35/365. Электрод для ручной дуговой сварки / В. В. Мурзин, В. Л. Руссо, В. Р. Евсеев, Ю. А. Узилевский. – Оpubл. 1989.
14. Походня И. К. Газы в сварных швах. – М.: Машиностроение, 1972. – 256 с.

Поступила в редакцию 24.03.2014

ЭЛЕКТРОДЫ ДЛЯ СВАРКИ РАЗНОРОДНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ХРОМИСТЫХ И АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Л. С. ЗАХАРОВ, А. Р. ГАВРИК, В. Н. ЛИПОДАЕВ

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

Проведены исследования по разработке низкоуглеродистых хромистых электродов типа 05Х6МФ. Изучено влияние состава покрытия на содержание углерода в наплавленном металле типа Х6М. Установлено, что наиболее эффективным для его снижения является совместное введение оксидов хрома и циркония в количестве 5...10 мас. % при одновременном исключении из покрытия мрамора. Создана шлаковая система покрытия фторидно-магнийоксидного вида, обеспечивающая снижение содержания углерода в наплавленном металле до 0,04...0,06 мас. % при достаточно низком содержании диффузионного водорода. На ее базе разработаны электроды марки АНЛ-10, предназначенные для сварки разнородных соединений мартенситных хромистых сталей типа 10Х9НМФБ и аустенитных хромоникелевых сталей типа 10Х18Н10Т. Электроды обеспечивают стабильное горение дуги, незначительное разбрызгивание, хорошее формирование во всех пространственных положениях и легкую отделимость шлаковой корки. Библиогр. 12, табл. 3, рис. 2.

Ключевые слова: дуговая сварка, разнородные стали, покрытые электроды, наплавленный металл, снижение углерода, диффузионный водород, сварочно-технологические свойства

В современных энергоблоках со сверхкритическими параметрами пара (рабочая температура 600 °С) для изготовления высокотемпературных компонентов используются мартенситные стали типа 10Х9НМФБ. Благодаря сложной системе легирования и высокому содержанию хрома они имеют более высокую длительную прочность и большую коррозионную стойкость, чем традиционные низколегированные перлитные и бейнитные стали [1]. При строительстве новых энергетических блоков, а также ремонте старых трубных систем такие стали входят в соединения с трубными системами с температурой эксплуатации больше 610 °С, изготовленными из аустенитных сталей типа 10Х18Н10Т.

Как известно при сварке разнородных соединений, работающих при температуре выше 500 °С, обычно применяются присадочные материалы, которые обеспечивают высоконикелевый аустенитный наплавленный металл. Однако наши исследования показали, что при сварке мартенситной стали 10Х9НМФБ (Р91) с аустенитной сталью 10Х18Н10Т в зоне термического влияния стали Р91 наблюдается образование цепочки зерен структурно-свободного феррита даже при содержании никеля в металле шва выше 50 мас. % (рис. 1, а). Это может вызвать значительное снижение работоспособности сварных конструкций [2]. В связи с этим возникла необходимость изменения технологии сварки таких соединений.

Проведенные исследования показали, что для предотвращения образования прослойки феррита

и обеспечения требуемых прочностных характеристик зоны сплавления необходимо предварительно облицевать кромку стали 10Х9НМФБ специальным присадочным материалом (рис. 1, б), содержащим 5...7 мас. % Cr и 0,8...1,0 мас. % Mo. Содержание углерода в наплавленном металле должно находиться в пределах 0,04...0,06 мас. %. В этом случае для заполнения основного сечения шва могут

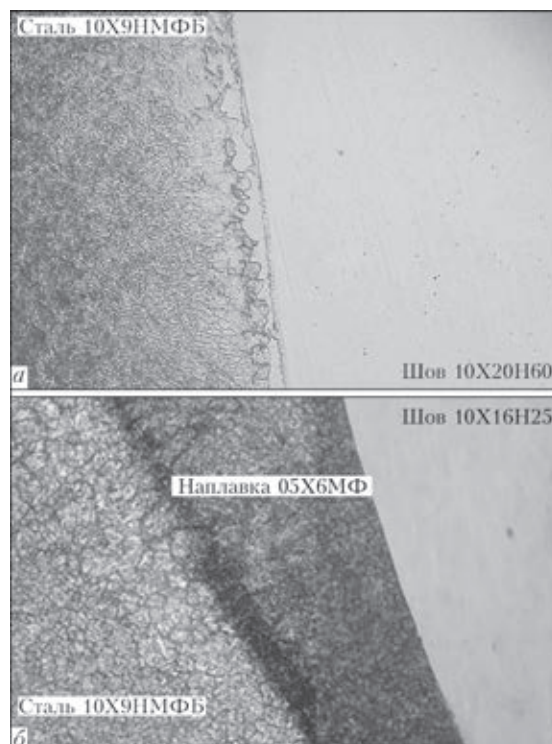


Рис. 1. Микроструктура ($\times 300$) зоны сплавления стали 10Х9НМФБ с аустенитным швом

Таблица 1. Химический состав наплавленного металла, мас. %

Марка электрода	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P
ЦЛ-32	0,12...0,16	<0,50	0,3...0,7	10...12	0,8...1,1	0,9...1,25	<0,03	<0,035
ЦЛ-41	<0,10	<0,75	0,2...0,6	11...14	1,0...1,5	-	<0,03	<0,035
ЦЛ-51	<0,04	<0,35	0,15...0,6	12...15	1,8...2,5	-	<0,025	<0,03
ЦЛ-57	0,06...0,14	<0,60	0,3...0,8	8,5...10,5	-	0,9...1,2	<0,025	<0,03

применяться материалы типа 10X16H25. Поскольку электроды, обеспечивающие такое легирование и пониженное содержание углерода в наплавленном металле ранее не применялись, нами были проведены исследования по их разработке.

Обычно для сварки сталей с содержанием 8...12 мас. % Cr, применяют электроды двух видов: карбонатно-флюоритного (ЦЛ-32, ЦЛ-41) и рутил-флюоритно-карбонатного (ЦЛ-51, ЦЛ-57). При этом соотношение флюорита к мрамору меняется в очень больших границах (от 3,5:5 до 5,5:3,5). Как видно из табл. 1, пониженное содержание углерода в наплавленном металле обеспечивают только электроды ЦЛ-51, для изготовления которых применяется низкоуглеродистая проволока марки Св-01Х12Н2-ВИ с содержанием 12...15 мас. % Cr и 2...3 % Ni. Такая проволока не может обеспечить необходимое содержание легирующих элементов, поэтому проведены исследования по разработке низкоуглеродистых хромистых электродов типа 05Х6МФ на базе проволоки марки Св-08А с легированием через покрытие. Поскольку содержание углерода в ней может достигать 0,10 мас. %, необходимо было выбрать состав покрытия, обеспечивающий его снижение до 0,04...0,06 мас. %.

Выгорание углерода при сварке зависит от многих факторов: способа и режима сварки, состава и количества защитной среды, исходного содержания углерода в присадочном материале и пр. [3–7].

При ручной сварке покрытыми электродами на переход углерода в наплавленный металл влияет как состав покрытия и его толщина (коэффициент массы покрытия), так и режимы сварки. Наибольшее выгорание углерода наблюдается при сварке электродами с покрытием на основе кварца и гематита, а наименьшее — при использовании плазменного шпата [3].

При ручной сварке электродами со фтористо-кальциевым покрытием повышение содержания углерода в металле шва происходит преимущественно за счет оксида углерода, который образуется в результате разложения мрамора, а

также углерода ферросплавов, которые вводятся в покрытие. В связи с этим в покрытии электродов для сварки низкоуглеродистых высоколегированных сталей снижают до минимума количество мрамора или полностью его исключают [6].

Восстановление углерода из покрытия происходит за счет элементов-раскислителей, которые содержатся в нем или в электродном стержне. Так, при нагреве ферромарганца в смеси с мрамором до 600...900 °С наблюдается повышение содержания углерода в результате взаимодействия с углекислым газом, который образуется при диссоциации CaCO_3 . После нагрева в печи образцов у покрытий из смесей мрамора с металлическим хромом наблюдалось увеличение содержания углерода в хроме с 0,08 до 0,7...1,5 мас. % [3].

Следует отметить, что переход углерода в наплавленный металл зависит не только от состава покрытия, но и от содержания углерода в металле электродного стержня. При высоком содержании углерода в проволоке (Св-18ГСА) наблюдается его выгорание при увеличении соотношения мрамор/флюорит, что объясняется повышением окислительного потенциала покрытия. В то же время при низком содержании углерода в проволоке (Св-06Х19Н9Т), наоборот, его содержание повышается в наплавленном металле [5].

Уменьшая количество мрамора и вводя в покрытие электродов оксиды железа (гематит, магнетит или железную окалину), можно не только предотвратить повышение содержания углерода в наплавленном металле, но и немного его снизить [7]. При сварке электродами с рутил-фтористо-кальциевым покрытием, которое содержит до 10 мас. % мрамора, эффективнее использовать термически более стойкие оксиды Cr_2O_3 и ZrO_2 [8]. Это объясняется тем, что они имеют температуру плавления выше 2000 °С и реагируют с углеродом при более высокой температуре, при которой он является наиболее активным раскислителем. Кроме того, возможно окисление углерода на стадии капли, поскольку по данным [9], диссоциация Cr_2O_3 начинается при температуре ниже температуры его

Таблица 2. Содержание компонентов в сухой шихте, мас. %

Компонент шихты	Номер варианта								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Мрамор	53	10	10	0	0	0	0	0	0
Флюорит	10	10	10	10	10	10	10	15	20
Обожженный магнезит	0	30	30	30	30	30	30	30	30
Оксид хрома	-	-	-	2	5	8	12	12	12
Циркониевый концентрат	-	-	-	-	-	-	-	5	10
Ферротитан	15	15	10	10	10	10	10	10	10

Примечание. В состав покрытия всех вариантов электродов вводили хром, молибден, ферросилиций, марганец.

плавления. Кроме того, оксиды хрома при температуре плавления (~2400 °С) летучи [8, 10] и таким образом возможно их наличие в газовой фазе дугового промежутка.

Согласно работе [7], чем выше температура плавления оксида и чем меньше химическое сродство металла данного оксида к кислороду, характеризующееся термодинамическим потенциалом образования оксида ΔZ^0 , тем интенсивнее окисляются углерод, марганец или хром. Благодаря большому химическому сродству циркония к кислороду в сравнении с хромом оксид первого окислит элементы значительно меньше, чем оксид второго. Оксиды железа и никеля с температурой плавления ниже 2000 °С незначительно окисляют углерод и довольно интенсивно — марганец и особенно кремний.

При разработке низкоуглеродистых хромистых электродов преимущество в использовании, вероятно, следует отдать оксиду хрома, поскольку в этом случае одновременно с выгоранием углерода происходит восстановление хрома.

Кроме влияния шлаковой системы покрытия, дополнительным средством ограничения количества углерода в металле шва может быть и подготовка сырьевых материалов, а именно высокотемпературная прокатка минеральных шлакообразующих компонентов шихты. Выдержка флюоритового концентрата, рутила, гематита и пр. при температуре 800 °С на протяжении 2 ч позволяет уменьшить содержание углерода в наплавленном металле на 0,01...0,03 мас. % [11].

На переход углерода в наплавленный металл значительно влияют и режимы сварки. Так, при сварке электродами УОНИ-13/55 повышение напряжения (длины дуги) вызывает уменьшение содержания углерода почти в два раза, что объясняется повышением срока существования капли и более полным протеканием реакций, в то же время изменение сварочного тока практически не влияет на этот процесс [12].

Проведенный анализ литературных данных позволяет определить такие основные направления проведения экспериментов по разработке низкоуглеродистых высокохромистых электродов, как уменьшение содержания или полное исключение карбонатов из состава покрытия, дополнительное введение активных оксидов, повышение коэффициента массы покрытия электродов, предварительную прокатку компонентов шихты.

Для выбора оптимального состава покрытия изготовлены опытные партии электродов. Исследовано влияние вида покрытия на переход легирующих компонентов, содержание газов в наплавленном металле и сварочно-технологические свойства электродов.

В первой серии экспериментов в покрытия электродов типа УОНИ-13/45 вместо мрамора вводили обожженный (металлургический) магнезит. Экспериментально установлено, что уменьшение углерода в наплавленном металле наблюдается только при одновременном снижении содержания ферротитана в покрытии. В противном случае даже наблюдается восстановление углерода (табл. 3).

Таблица 3. Химический состав наплавленного металла, мас. %

Номер варианта по табл. 2	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
1	0,079	0,27	0,37	5,1	0,71	0,24
2	0,091	0,57	0,53	5,8	0,77	0,31
3	0,067	0,63	0,38	6,6	0,75	0,38
4	0,075	0,37	0,51	7,2	0,84	0,35
5	0,063	0,30	0,49	7,8	0,76	0,22
6	0,052	0,41	0,38	8,2	0,72	0,25
7	0,055	0,32	0,42	7,3	0,77	0,28
8	0,044	0,22	0,37	6,3	0,81	0,21
9	0,045	0,20	0,28	6,0	0,84	0,22

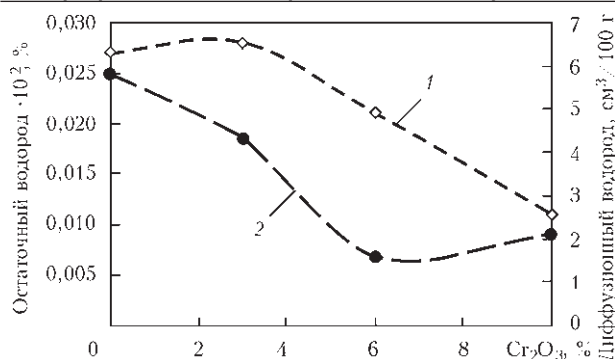


Рис. 2. Влияние оксида хрома на содержание остаточного (1) и диффузионного (2) водорода в наплавленном металле 05Х6МФ

С целью более эффективного снижения содержания углерода в наплавленный металл в состав покрытия дополнительно вводили оксиды хрома и циркония (см. табл. 2, варианты № 4–9). Это позволило снизить содержание углерода в наплавленном металле до 0,04 мас. % (см. табл. 3).

С целью обеспечения оптимальных сварочно-технологических свойств были проведены исследования по уточнению состава покрытия. При этом изучали влияние соотношения его компонентов на качество формирования шва при сварке в разных пространственных положениях, стабильность горения дуги, легкость удаления шлаковой корки и стойкость металла шва против образования пор. Оценку приведенных выше показателей проводили по пятибалльной системе. Содержание магнезита, флюорита и оксида хрома меняли в пределах, мас. %: 10...45 MgO, 10...45 CaF₂, 1...15 Cr₂O₃ и 1...15 ZrO₂. Проведенные эксперименты показали, что соотношение магнезита и флюорита практически не влияет на стабильность горения дуги, но при содержании флюорита свыше 35 мас. % или оксида хрома больше 10 мас. % ухудшается формирование шва при сварке в вертикальном положении. Отделимость шлаковой корки ухудшается при снижении оксида хрома менее чем 5 мас. % и повышении магнезита больше 20 мас. %, оптимальное содержание диоксида циркония составляет 2...6 мас. %.

Исследовано также влияние состава покрытия на содержание водорода в наплавленном металле. Проведенные эксперименты показали, что наиболее эффективным для снижения содержания диффузионного водорода является введение оксида хрома при соотношении содержания обожженного магнезита к флюориту как 1:2,5. Как видно из рис. 2, при этом снижается не только содержание диффузионного водорода, но и содержание остаточного, что объясня-

ется связыванием атомов водорода в нерастворимый в жидком металле гидроксил.

Таким образом, предложена новая фторидно-магнийоксидная шлаковая система, обеспечивающая содержание углерода в наплавленном металле на уровне 0,04...0,06 мас. % и диффузионного водорода на уровне 1,0 см³/100 г. Установлен оптимальный состав покрытия и изготовлена опытная партия электродов. Испытание сварочно-технологических свойств показало, что электроды обеспечивают стабильное горение дуги, незначительное разбрызгивание, хорошее формирование во всех пространственных положениях и легкую отделимость шлаковой корки. Типичный химический состав наплавленного металла, мас. %: 0,041 C; 0,23 Si; 0,47 Mn; 0,83 Mo; 0,25 V; 0,017 S; 0,026 P. Механические свойства наплавленного металла в состоянии после термообработки (760 °C, 2 ч) при температуре 20 °C характеризуются такими показателями: $\sigma_{0,2} = 290$ МПа; $\sigma_b = 515$ МПа; $\delta = 30$ %; $\psi = 65$ %; $KCU = 62$ Дж/см².

Разработанным электродам присвоена марка АНЛ-10 и подготовлены технические условия на их производство.

1. Скульский В. Ю., Царюк А. К. Новые теплоустойчивые стали для изготовления сварных узлов тепловых энергоблоков (Обзор) // Автомат. сварка. — 2004. — № 4. — С. 35–40.
2. Скульский В. Ю. Структура металла в зоне сплавления и ЗТВ сварных соединений высокохромистых теплоустойчивых сталей // Там же. — 2005. — № 5. — С. 15–23.
3. Ерохин А. А. Кинетика металлургических процессов дуговой сварки. — М.: Машиностроение, 1964. — 254 с.
4. Ерохин А. А., Кузнецов О. М. Электроды с безокислительным покрытием // Свароч. пр-во. — 1959. — № 12. — С. 1–4.
5. Ерохин А. А., Кузнецов О. М. Снижение содержания углерода в металле шва при сварке нержавеющей сталей // Автомат. сварка. — 1961. — № 11. — С. 1–4.
6. Соколов Е. В., Сидлин З. А., Ваганов И. М. Разработка электродов, обеспечивающих низкое содержание углерода в наплавленном металле аустенитного класса // Сварка конструкций из высоколегированных сталей. — Л.: ЛДНТП, 1968. — 55 с.
7. Каховский Н. И., Липодаев В. Н. Электроды для сварки хромоникелевой нержавеющей стали типа 18-10 с низким содержанием углерода // Автомат. сварка. — 1968. — № 12. — С. 8–10.
8. Каховский Н. И., Липодаев В. Н., Каховский Ю. Н. Снижение содержания углерода в металле шва при ручной дуговой сварке нержавеющей сталей // Там же. — 1970. — № 6. — С. 8–10.
9. Кнунянц И. Л. Краткая химическая энциклопедия. — М.: Сов. энцикл., 1967. — 384 с.
10. Роде Т. В. Кислородные соединения хрома и хромовые катализаторы. — М.: Изд-во АН СССР, 1962. — 563 с.
11. Каховский Н. И., Липодаев В. Н., Захаров Л. С. Снижение содержания углерода в металле шва путем высокотемпературной прокатки компонентов электродного покрытия // Автомат. сварка. — 1977. — № 2. — С. 8–10.
12. Потапов Н. И. Окисление металлов при сварке плавлением. — М.: Машиностроение, 1985. — 126 с.

Поступила в редакцию 04.04.2014

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ СОЕДИНЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫМ Cr–Ni НАПЛАВЛЕННЫМ МЕТАЛЛОМ

К. А. ЮЩЕНКО, Ю. Н. КАХОВСКИЙ, А. В. БУЛАТ, Р. И. МОРОЗОВА,
А. В. ЗВЯГИНЦЕВА, В. И. САМОЙЛЕНКО, Ю. В. ОЛЕЙНИК

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

Проанализированы причины разрушения ремонтного слоя, выполненного электродами типа Э-08Х20Н9Г2Б на поверхность облицовки из стали Ст.3сп камеры рабочего колеса гидроагрегатов ГЭС. Установлено, что его разрушения (растрескивание, отслоения) возникают вследствие пониженного содержания хрома (менее 12 %) и образования мартенситной фазы в переходной зоне между сталью Ст.3сп и высоколегированным наплавленным металлом. Изучено состояние переходной зоны между Ст.3сп и наплавленным металлом типа Э-10Х25Н13Г2; Э-11Х15Н25М6АГ2 и 10Х28Н14Г2 при вариации $I_{св}$ в диапазоне 80...140 А. Показано, что обеспечить достаточное содержание хрома (не менее 12 %) и отсутствие мартенсита в переходной зоне можно в случае использования для ремонтной наплавки электродов типа 10Х28Н14Г2 при ограничении $I_{св}$ не более 90 А. Библиогр. 6, рис. 5, табл. 1.

Ключевые слова: ручная дуговая сварка покрытыми электродами, низкоуглеродистая сталь, высоколегированный наплавленный металл, переходная зона, структурная и химическая неоднородность, мартенсит, микротвердость, трещины, коррозия

В энергетическом и химическом машиностроении широко применяются сварные соединения разнородных сталей. Их работоспособность в значительной степени определяется состоянием переходной зоны (ее структурной и химической неоднородностью), которая при эксплуатации конструкций в результате воздействия повышенных температур и давления, циклических механических нагрузок, термоциклирования и агрессивных сред претерпевает деградацию и инициирует отслоение металла. Основные закономерности, определяющие неоднородность химического состава и структуры в зоне сплавления разнородных металлов, связывают с появлением прослоек с условным названием «кристаллизационные» [1–4].

На предприятиях нефтехимической промышленности и энергетики проводят ремонтные работы с использованием различных видов дуговой сварки. Так, в гидроэнергетике для поддержания генерирующей мощности агрегатов периодически проводят ремонт повреждений облицовки камер рабочего колеса (КРК) из стали Ст.3сп путем восстановления ее проектных размеров и последующей наплавки на рабочую поверхность высоколегированного кавитационно- и коррозионностойкого слоя металла. Чаще всего наплавку последнего выполняют электродами ЦЛ-11 типа Э-08Х20Н9Г2Б.

В ходе исследований фрагментов разрушенного металла облицовки КРК одного из гидроагрегатов авторами установлено, что разрушение слоя,

наплавленного электродами ЦЛ-11, происходит путем образования трещин, отслоений и коррозии (рис. 1), что обусловлено образованием в переходной зоне между сталью Ст.3сп и высоколегированным металлом мартенситной фазы с микротвердостью 3100...3850 МПа и пониженным содержанием хрома (до 9,1 %) и никеля (до 4,0 %). Согласно работе [5], минимальное содержание хрома, обеспечивающее коррозионную стойкость во влажной атмосфере и различных малоагрессивных растворах, должно быть не менее 12 %.

Таким образом, к металлу переходной зоны должны предъявляться требования достаточной коррозионной стойкости, ограниченного содержания δ -феррита (его избыток может привести к снижению пластичности), а также минимального образования или исключения мартенситной фазы.

Настоящая работа посвящена исследованию возможностей минимизации структурной неод-

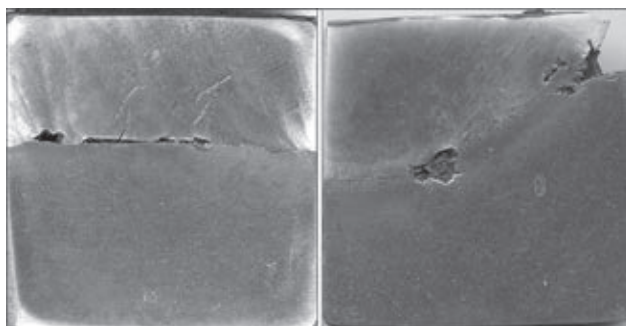


Рис. 1. Типичные картины разрушений переходной зоны между сталью Ст.3сп и наплавленным металлом электродов ЦЛ-11

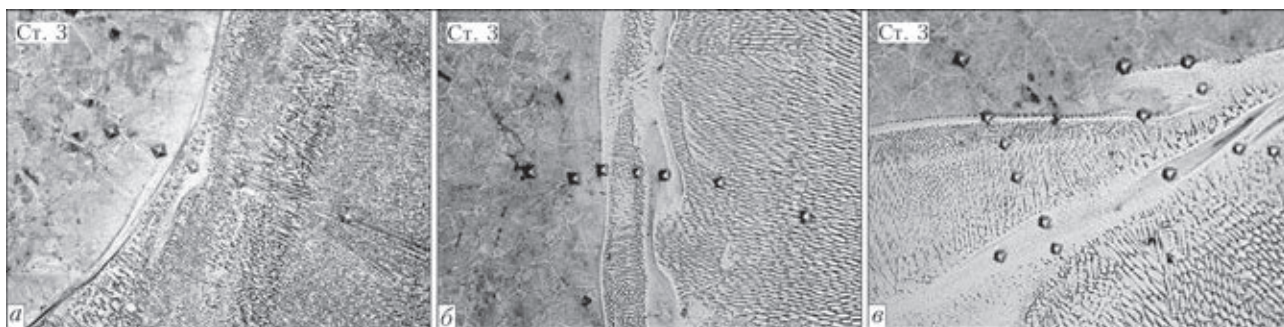


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 200$) переходной зоны между сталью Ст.3сп и наплавленным металлом типа Э-10Х25Н13Г2 при $I_{\text{св}}$: а — 80...90; б — 100...110; в — 130...140 А

нородности в зоне сплавления за счет вариации состава наплавленного металла и величины сварочного тока. Для этого на пластины из стали Ст.3сп при изменении $I_{\text{св}}$ в пределах 80...140 А были выполнены однослойные накладки электродами типа Э-10Х25Н13Г2; Э-11Х15Н25М6АГ2; 10Х28Н14Г2 с различной степенью аустенитности. Металлографические исследования проводили на соответствующих шлифах.

Микротвердость структурных составляющих определяли с помощью металлографического микроскопа ПМТ-3 при нагрузке на индикатор 100 г, количество магнитной фазы — с помощью ферритометра FERRITGEHALT-MESSER 1.053, а микроструктуру металла переходной зоны — с помощью микроскопа NEOPHOT-32. Данные о химическом составе металла переходной зоны получали с помощью энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора микроскопа «Camskan». Профиль переходной зоны выявляли комбинированным химическим и электролитическим травлением.

На первом этапе работы было установлено, что на всех исследуемых образцах переходная зона имеет волнистый профиль, а ее ширина колеблется в пределах 2...135 мкм, что хорошо согласуется с результатами работы [6].

Микроструктура наплавленного металла электродов типа Э-10Х25Н13Г2 при $I_{\text{св}} = 80...90$ А представляет собой аустенит + 5 % феррит и мартенсит (рис. 2, а, таблица), а микротвердость мартенсита в переходной зоне составляет 3250 МПа. При увели-

чении сварочного тока соответственно до 100 и 140 А (рис. 2, б, в, таблица) количество феррита и мартенсита в наплавленном металле повышается, что обусловлено большим проплавлением низкоуглеродистой стали и снижением содержания хрома и никеля соответственно до 9,7 и 5,5 %. При этом микротвердость мартенсита в переходной зоне (таблица) при $I_{\text{св}} = 100$ А достигает 3250...3940 МПа, а при $I_{\text{св}} = 140$ А — 3310...4140 МПа. Данные о влиянии величины сварочного тока на структуру и микротвердость наплавленного металла и переходной зоны электродов типа Э-11Х15Н25М6АГ2 приведены в таблице и на рис. 3. Согласно приведенным данным следует, что, несмотря на повышенное содержание никеля в переходной зоне, при $I_{\text{св}} \geq 100$ А образовалась мартенситная фаза с микротвердостью 3720...3840 МПа. Путем ее микрорентгеноспектрального анализа установлено, что содержание хрома в ней составляет 4,5...8,0 %, а никеля — 7,4...11,3 %. Столь низкое содержание в ней хрома в участках переходной зоны может инициировать в процессе эксплуатации коррозионное разрушение металла. Таким образом, для обеспечения достаточной коррозионной стойкости переходной зоны необходимо повысить здесь содержание хрома. Для проверки приемлемости этого положения исследована переходная зона экспериментальных электродов типа 10Х28Н14Г2. Микроструктура и микротвердость наплавленного металла этих электродов в зависимости от величины сварочного тока приведены на рис. 4 и в таблице. Как видно из таблицы при $I_{\text{св}} = 80...90$ А

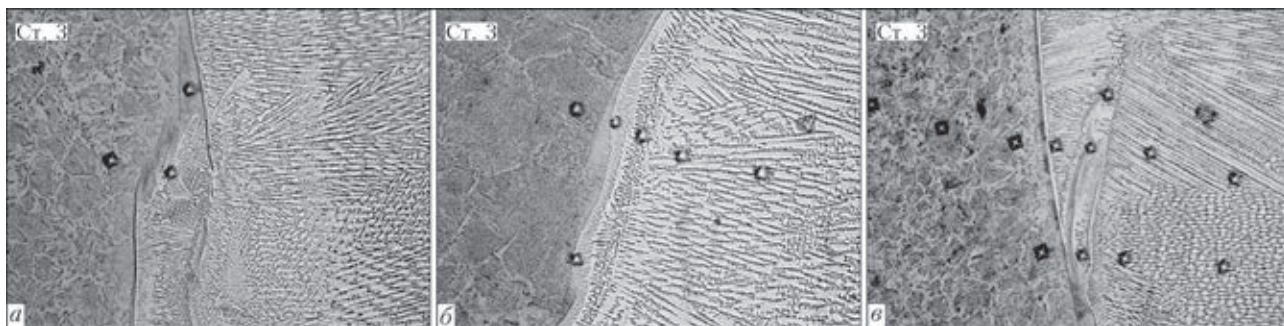


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 200$) переходной зоны между сталью Ст.3сп и наплавленным металлом типа Э-11Х15Н25М6АГ2 при $I_{\text{св}}$: а — 80...90; б — 100...110; в — 130...140 А

Влияние сварочного тока на структуру и микротвердость наплавленного металла, переходной зоны

Наплавленный металл электродов типа	$I_{св}$, А	Микротвердость, МПа			Микроструктура наплавленного металла
		переходная зона	середина наплавки	верх наплавки	
Э-10Х25Н13Г2	80...90	2180...3250	1980...2080	2250...3110	Аустенит (А) + феррит (Ф)
	100...110	3250...3940	2320...3120	2480...3720	А + Ф
	130...140	3310...4140	2780...3310	2860...3720	А + Ф
Э-11Х15Н25М6АГ2	80...90	2120...3140	2160...2480	2180-2530	А
	100...110	2020...3720	1800...2160	1760...2530	А
	130...140	2160...3840	2120...2780	1975...2080	А
10Х28Н14Г2	80...90	1595...2580	1688...1780	1875...1940	А + Ф
	100...110	1942...3600	1900...2120	1900...2200	А + Ф
	130...140	2380...3840	1971...2080	1800...2080	А + Ф

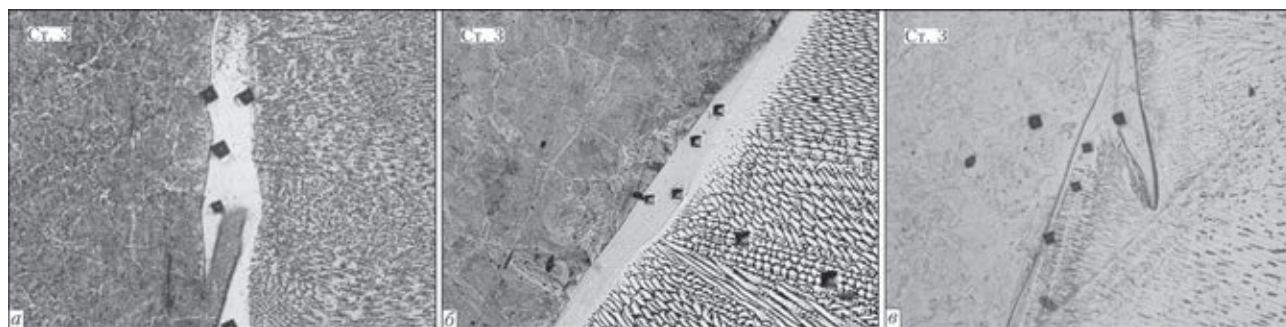


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 200$) переходной зоны между сталью Ст.3сп и наплавленным металлом типа 10Х28Н14Г2 при $I_{св}$: а — 80...90; б — 100...110; в — 130...140 А

микротвердость всех участков переходной зоны составила 1595...2580 МПа, кроме одного, протяженностью ~ 40 мкм, где она достигла 3050 МПа. В этом участке с помощью энергодисперсионного анализатора было определено содержание хрома и никеля. Содержание никеля в нем составило 7,85, а хрома — 15,16 %, т. е. микроструктура переходной зоны в этом случае представляет собой аустенит + 3,5 % феррита, а содержание хрома вполне достаточно для обеспечения коррозионной стойкости. При увеличении $I_{св}$ до 100...140 А микротвердость в переходной зоне повышается (3600...3840 МПа), а содержание легирующих элементов значительно уменьшается 8,2...12,3 % хрома, 4,8...6,8 % никеля, т. е. наряду с аустенитом здесь образовалась фаза с мартенситной составляющей.

Таким образом, в случае электродов типа 10Х28Н14Г2 повышение сварочного тока более 90 А усиливает структурную и химическую неоднородность металла переходной зоны, что может вызвать снижение его пластичности и корро-

зионной стойкости. Обобщенная картина влияния типа наплавленного металла и величины сварочного тока на количество мартенсита в переходной зоне приведена на рис. 5. Сравнительный анализ результатов металлографического, дюрметрического и микрорентгеноспектрального анализа показывает, что при наплавке электродами типа Э-10Х25Н13Г2 на сталь Ст.3сп в металле переходной зоны образуется мартенситная структура, а содержание хрома становится ниже 12 %, что недостаточно для обеспечения коррозионной стойкости. Оптимальным вариантом является использование электродов типа 10Х28Н14Г2 или Э-11Х15Н25М6АГ2, которые при $I_{св} = 80...90$ А обеспечивают наиболее высокое качество металла переходной зоны. Вместе с тем, необходимо отметить, что электроды типа 10Х28Н14Г2 более экономичны (в 1,5 раза дешевле).

При испытаниях образцов металла, наплавленного экспериментальными электродами типа 10Х28Н14Г2 и ЦЛ-11 типа Э-08Х20Н9Г2Б, проведенными на стендах лаборатории гидрогазовых

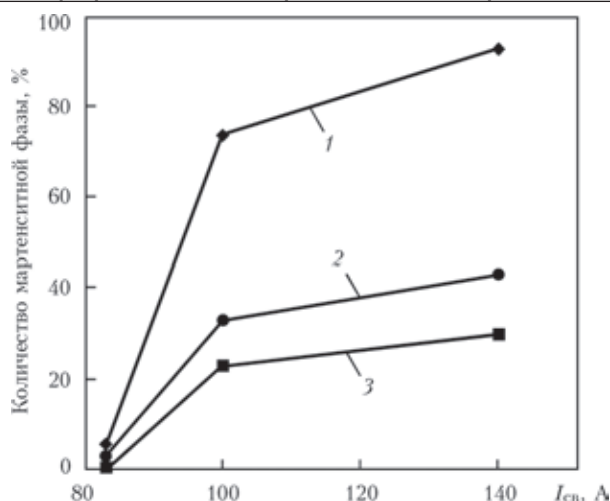


Рис. 5. Количество мартенситной фазы в переходной зоне между сталью Ст.3сп и наплавленным металлом электродов типа Э-10Х25Н13Г2 (1), Э-11Х15Н25М6АГ2 (2), 10Х28Н14Г2 (3)

систем Национального авиационного университета, установлено, что в первом случае кавитационная износостойкость выше в два раза, а гидроабразивная — на 10...15 %.

Выводы

1. Разрушение металла, наплавленного электродами ЦП-11 типа Э-08Х20Н9Г2Б на рабочую поверхность облицовки КРК гидроагрегатов из стали Ст.3сп, обусловлено образованием в переходной зоне мартенситной фазы и пониженным содержанием хрома, что инициирует растрескивание и отслоение наплавленного высоколегированного слоя.

2. Методами металлографии, дюротметрии и микрорентгеноспектрального анализа исследовано состояние переходной зоны между сталью Ст.3сп и наплавленным металлом электродов типа Э-10Х25Н13Г2, Э-11Х15Н25М6АГ2 и 10Х28Н14Г2 при вариации сварочного тока в пределах 80...140 А. Установлено, что обеспечить достаточную коррозионную стойкость металла переходной зоны и избежать образования здесь мартенситной фазы можно при наплавке электродами типа 10Х28Н14Г2 и ограничении сварочного тока — не более 90 А.

3. Для наплавки кавитационностойкого слоя металла на рабочую поверхность облицовки КРК гидроагрегатов предложено использовать новые сварочные электроды типа 10Х28Н14Г2, обеспечивающие высокое качество и экономичность ремонтно-сварочных работ.

1. Готальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей. — Киев: Техника, 1981. — 184 с.
2. Земзин В. Н. Сварные соединения разнородных сталей. — М.: Машиностроение, 1966. — 232 с.
3. Машиностроение. Энциклопедия: В 40 т. Т. III-4. Технология сварки, пайки и резки / В. К. Лебедев, С. И. Кучук-Яценко, А. И. Чвертко и др. — М.: Машиностроение, 2006. — 768 с.
4. Елагин В. П., Гордань Г. Н. К механизму снижения химической и структурной неоднородности в зоне сплавления аустенитного шва с углеродистой сталью // Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее: Сб. тез. студ. докл. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2013. — С. 70.
5. Бабаков А. А., Приданцев М. В. Коррозионностойкие стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1971. — 390 с.
6. 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 24.03.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА, ВОССТАНОВЛЕНИЯ И РЕНОВАЦИИ. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 172 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.



Сборник включает 38 статей, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка» за период 2009–2011 гг., по проблемам ремонта, восстановления и реновации изделий ответственного назначения. Авторами статей являются известные в Украине ученые и специалисты в области сварки, наплавки, упрочнения, металлизации и других технологий ревитализации. Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов и аспирантов, занимающихся проблемами сварки и других родственных технологий обработки материалов.

Заказы на книгу просьба направлять
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

УДК 621.791.01:536.2

НАГРЕВ И ПЛАВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОДОВ С ЭКЗОТЕРМИЧЕСКОЙ СМЕСЬЮ В ПОКРЫТИИ

А. Ф. ВЛАСОВ, Н. А. МАКАРЕНКО, А. М. КУЩИЙ

Донбасская гос. машиностроительная академия

84313, г. Краматорск Донецкой обл., ул. Шкадинова, 72. E-mail: dgma@dgma.donetsk.ua

Известно, что повысить производительность ручной электродуговой сварки возможно введением в состав электродного покрытия экзотермических смесей. При этом недостаточно изучено распределение тепла между электродом и изделием. В работе исследованы тепловые характеристики нагрева и плавления электродов с различным содержанием экзотермической смеси в покрытии. Показано, что введение смеси в количестве до 53,4 мас. % приводит к увеличению коэффициента расплавления стержня с 8,7 до 11,6 г/(А·ч), коэффициента наплавки с 8,1 до 13 г/(А·ч), а также росту эффективного КПД нагрева основного металла. Библиогр. 10, табл. 2, рис. 1.

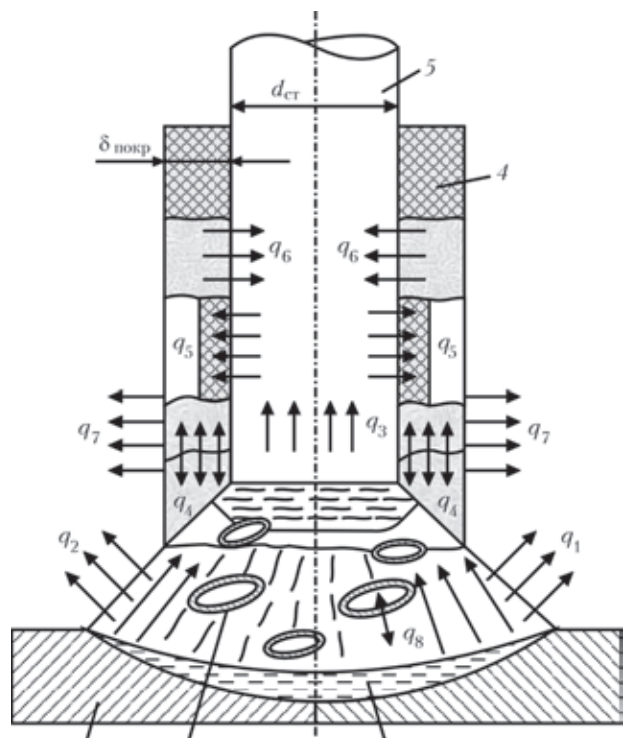
Ключевые слова: дуговая сварка, покрытые электроды, экзотермическая смесь, нагрев и плавление электрода, тепловые характеристики

Повышение производительности процессов и изыскание новых видов сырья для изготовления сварочных и наплавочных материалов является одной из главных задач, стоящих перед разработчиками. Одним из направлений решения этой задачи может быть использование эффекта экзотермических реакций при введении в состав используемых материалов экзотермических смесей в виде соответствующих окислителей (окалины, гематита, марганцевой руды) и раскислителей (ферротитана, ферросилиция, алюминиевого порошка) [1–4], при нагреве и плавлении которых экзотермический процесс протекает до расплавления электродного стержня. При недостаточном количестве в покрытии электродов оксидов железа и элементов-раскислителей экзотермический процесс протекает на стадии формирования и переноса капли. Проведенные исследования [5] показали, что при изменении от 35 до 64 % содержания экзотермической смеси в покрытии электродов, состоящей из окалины и алюминиевого порошка, прирост температуры составляет 1280 °С и является достаточным для полного расплавления покрытия. Однако исследователями до настоящего времени недостаточно изучено распределение тепла между электродом и изделием, выделяемого при экзотермической реакции.

Целью данной работы является исследование влияния количества экзотермической смеси в покрытии электродов на тепловые характеристики их плавления.

Для исследования изготавливали электроды, содержащие в покрытии мрамор, плакиковый шпат, рутиловый концентрат, ферромарганец, ферротитан, железную окалину и алюминиевый порошок. При диаметре стержня 5 мм и различном содер-

жание в покрытии экзотермической смеси коэффициент массы покрытия был постоянным. Этими электродами на пластины размером 10×80×120 мм с хвостовиками, предварительно установленными на теплоизолированную подставку, производили наплавку валиков на постоянном токе обратной полярности. В качестве источника питания использовали сварочный преобразователь ПС-500 с балластными реостатами типа РБ-300. Наплавку каждого образца проводили в течение 20 с. Время



Модель нагрева и плавления электрода с экзотермической смесью в покрытии: 1 — основной металл; 2 — капля электродного металла; 3 — сварочная ванна; 4 — покрытие; 5 — стержень; обозначения — см. текст

© А. Ф. Власов, Н. А. Макаренко, А. М. Куций, 2014

плавления электрода устанавливали секундомером, средние значения сварочного тока и напряжения на дуге определяли по самопишущим приборам, а температуру нагрева воды — термометром с точностью до 0,05 °С. Для каждого состава электродов выполняли по 3...5 замеров.

Как показано на рис. 1, в процессе нагрева электрода током тепло, выделяемое в металлическом стержне диаметром $d_{ст}$, расходуется на повышение температуры стержня (q_3) и слоя покрытия (q_5) и передается через боковую поверхность в окружающую среду (q_7). На торце электрода действует тепловой поток дуги q_1 , теплота излучения и конвективной теплопередачи q_2 . При температуре 1000 °С (при содержании в покрытии электродов свыше 35 % экзотермической смеси) протекает экзотермическая реакция с выделением теплоты q_4 , одна часть которой расходуется на нагрев и плавление покрытия (q_5), а другая передается стержню электрода (q_6). В этом процессе имеет значение теплота от конвективной теплопередачи через боковую поверхность электрода в окружающую среду (q_7) и теплота, теряемая с каплями расплавленного металла (q_8).

Мгновенный тепловой баланс

$$Q = q_1 + q_2 + q_3 + q_4 + q_5 + q_6 + q_7 + q_8$$

или $Q = q_1 + q_2 + q_3 + q_4 = q_5 + q_6 + q_7 + q_8$.

Электрод нагревается от трех источников. Во-первых, это сосредоточенный источник — сварочная дуга, тепло которой вводится через пятно нагрева на рабочем торце электрода (q_1). Во-вторых, это теплота излучения и конвективной теплопередачи (q_2) и распределенный по объему источник — тепло, выделяемое электрическим током по закону Ленца–Джоуля по всей длине электродного стержня от токоподводящего контакта до дуги (q_3). В-третьих, это тепло, выделяемое при протекании экзотермической реакции (q_4).

Было исследовано распределение температур $T(x)$ в стержне электрода при нагреве источником тепла на торце в зависимости от количества экзотермической смеси в покрытии электрода. Источник тепла на торце электрода можно рассматривать как подвижный, перемещающийся со скоростью плавления электрода. Используя урав-

нение предельного состояния процесса распространения тепла от подвижного плоского источника в стержне в области перед источником (при начальном коэффициенте теплоотдачи для стержня $b = 0$), можно получить распределение температур $T(x)$ в стержне электрода при нагреве источником на торце. Подставив заданные величины в известное уравнение [6] при $x \geq 0$ и $t \rightarrow \infty$, получаем уравнение:

$$T - T_{\infty} = (T_{\kappa} - T_{\infty})e^{wx/a},$$

где T_{∞} — температура подогрева электродного стержня током, °С; x — расстояние от торца плавящегося электрода, температура конца которого равна средней температуре каплей T_{κ} , см; w — скорость плавления электрода, см/с.

Температуру каплей, отделяющихся от плавящегося электрода, определяли по известной формуле [7] с учетом данных работы [8] по среднему значению энтальпии каплей ($\Delta H = 1850$ Дж/г) при расплавлении проволоки Св-08А и $I_{св} = 290$ А (полярность обратная):

$$T_{\kappa,ср} = 1798 + (\Delta H - 1330)/0,92 = 1798 + 520/0,92 = 565 + 1798 = 2363 \text{ К} = 2090 \text{ °С}.$$

В табл. 1 приведены данные, характеризующие влияние количества экзотермической смеси в покрытии электродов на температуру участка x , нагреваемого дугой при $T_{\kappa} = 2100$ °С; $T_{\infty} = 20$ °С; $w = 0,475 \dots 0,645$ см/с; $a = 0,08$ см²/с. Температура 1000 °С, при которой эффективно протекает экзотермическая реакция, достигается на расстоянии около 1 мм от торца электрода.

Была определена температура нагрева покрытия электрода ЭТ-2 [9] диаметром 5 мм через 60 с после начала горения дуги на постоянном токе 290 А. Начальная температура электрода $T_0 = 20$ °С. Расчет выполняли с учетом научных рекомендаций [6] следующим образом:

плотность тока в электроде

$$j = \frac{4I}{\pi d^2} = \frac{4 \cdot 290}{\pi \cdot 0,5^2} = 14,8 \text{ А/мм}^2,$$

где I — сварочный ток, А; d — диаметр стержня, см;

коэффициенты

$$\omega_0 = 2,4 \cdot 10^{-2} j^2 = 2,4 \cdot 10^{-2} \cdot 14,8^2 = 5,26 \text{ град/с};$$

Т а б л и ц а 1. Температура участка x электрода, нагреваемого дугой, и количество экзотермической смеси в покрытии при различной скорости плавления электрода

Длина участка x , см	Количество экзотермической смеси (%) при T (°С) и w (см/с)								
	0	10,0	17,5	26,2	35,2	42,5	44,4	47,5	53,4
	0,475	0,505	0,525	0,55	0,575	0,6	0,615	0,63	0,645
0,09	1230	1190	1164	1131	1099	1069	1051	1034	1017
0,1	1159	1117	1090	1056	1023	992	973	955	938
0,2	640	595	565	531	499	469	451	435	419
0,5	108	89,5	79	67,5	57,7	49,4	44,1	41	37,3
1,0	5,6	3,8	2,97	2,3	1,6	1,2	0,96	0,8	0,7

Таблица 2. Экспериментальные и расчетные значения характеристик плавления электродов с экзотермической смесью в покрытии при $I_{св} = 290$ А

Показатель	Количество экзотермической смеси, %								
	0	10,5	17,5	26,2	35,2	42,5	44,4	47,5	53,4
$\alpha_{пл.ст}$, г/(А·ч)	8,7	9,4	9,7	10,2	10,4	10,9	11,2	11,4	11,6
α_n , г/(А·ч)	8,1	9,1	9,7	10	10,9	11,4	12	12,2	13
U_d , В	25	25,7	26	26,5	27	27,3	27,5	27,7	28
Q_d , Дж/с	7250	7453	7540	7685	7830	7917	7975	8033	8120
$Q_{хим}$, Дж/с	0	45,2	138,7	274,6	442,5	619,5	701,6	777,3	926,5
w , см/с	0,475	0,52	0,525	0,55	0,58	0,6	0,615	0,63	0,645
$v_{пл.покр}$, г/с	0,40	0,42	0,44	0,47	0,50	0,54	0,56	0,58	0,59
$Q_{кал}$, Дж/с	5220	5610	5716	6046	6405	6700	6886	7090	7373
$m_{пл}$, Г	7,5	7,43	7,37	7,3	6,7	6,4	6,2	6,3	6,3
$m_{ст}$, Г	14	15	15,8	16,7	17,1	18,5	19,2	19,6	20
$m_{н.м}$, Г	10,5	12,1	13,5	15	17,5	18,5	19,5	20	20,8
$\eta_э$	0,28	0,3	0,315	0,34	0,365	0,385	0,392	0,405	0,415
$\eta_{о.м}$	0,715	0,735	0,745	0,76	0,773	0,79	0,795	0,805	0,815
$Q_э$, Дж/с	2030	2236	2375	2613	2858	3048	3126	3253	3370

$$b_0 = \frac{0,96 \cdot 10^{-2}}{d} = \frac{0,96 \cdot 10^{-2}}{5} = 0,192 \cdot 10^{-2} \text{ 1/град;}$$

$$nt = [5 \cdot 10^{-3} \cdot 5,26 + 0,192 \cdot 10^{-2} (1 + 5 \cdot 10^{-3} \cdot 20)] \cdot 60 = 1,68;$$

$$\beta(\omega_0/b_0 + T_0) = 5 \cdot 10^{-3} (5,26/0,192 \cdot 10^{-2} + 20) = 13,8.$$

По известной номограмме [6] коэффициенты $\beta T = 3,5$; $\beta = 5 \cdot 10^{-3}$ 1/град. Тогда максимальная температура подогрева исследуемых электродов оптимальным током составляет $T = 3,5/5 \cdot 10^{-3} = 700$ °С.

Тепловой эффект экзотермической реакции от взаимодействия элементов-раскислителей с оксидом железа определяли по известному уравнению [10]

$$Q_{хим} = \sum_{i=1}^{i=k} \frac{G_{р.ст}}{t} K_m \frac{Q_{iэ.с}}{100} q_{iэ.с},$$

где $G_{р.ст}$ — количество расплавленного стержня, г; K_m — коэффициент массы покрытия; $Q_{iэ.с}$ — количество экзотермической смеси в покрытии электрода при взаимодействии i -го элемента-раскислителя (Al, Ti, Si, Mn) с оксидом железа, %; $q_{iэ.с}$ — тепловой эффект экзотермической смеси при взаимодействии 1 % закиси железа с элементами-раскислителями, Дж/с.

Показатели влияния количества экзотермической смеси в покрытии электродов на характеристики их плавления приведены в табл. 2.

Полученные результаты показали, что введение в покрытие электродов экзотермической смеси увеличивает количество расплавленного стержня в пределах 14–20 г и покрытия от 8 до 11,8 г при постоянном коэффициенте массы покрытия. Это происходит в основном за счет теплоты, выделяющейся при протекании экзотермической реакции, и снижения затрат теплоты на плавление покрытия вследствие соответствующего уменьшения содержания газошлакообразующей части покрытия и увеличения металлической составляющей. Введение в состав покрытия до 53,4 % экзотермической смеси изменяет коэффициент нагрева электрода 0,280 до 0,415, причем изменение носит прямо пропорциональный характер. Увеличение количества наплавленного металла в пределах 10,5...20,8 г при почти одинаковом количестве шлака на пластине показывает, что дополнительный нагрев пластины происходит в основном за счет увеличения количества электродного металла, переносимого за одно и то же время. Электроды с экзотермической смесью в покрытии максимально эффективно могут использоваться для сварочных и наплавочных работ, при выполнении которых необходим предварительный и сопутствующий нагрев и замедленное охлаждение.

Выводы

1. Введение в покрытие электрода до 53,4 % экзотермической смеси увеличивает коэффициент расплавления стержня ($\alpha_{\text{пл.ст}} = 8,7 \dots 11,6 \text{ г/(А·ч)}$) и наплавки ($\alpha_{\text{н}} = 8,1 \dots 13,0 \text{ г/(А·ч)}$), эффективные КПД нагрева основного металла ($\eta_{\text{о.м}} = 0,715 \dots 0,815$) и электрода ($\eta_{\text{э}} = 0,280 \dots 0,415$).

2. Введение в покрытие электрода экзотермической смеси повышает скорость расплавления электродов за счет увеличения тепловой мощности дуги; тепла, выделяющегося при протекании экзотермической реакции; снижения затрат на плавление газшлакообразующей части покрытия; улучшения технологических характеристик дуги.

3. Установлено, что максимальная температура подогрева исследуемых электродов проходящим оптимальным током составляет 700 °С.

4. Температура 1000 °С, при которой эффективно протекает экзотермическая реакция, была получена на расстоянии около 1 мм от торца электрода.

1. Карпенко В. М., Власов А. Ф., Билык Г. Б. Показатели плавления сварочных электродов с экзотермической смесью в покрытии // Свароч. пр-во. – 1980. – № 9. – С. 23–25.
2. Иоффе И. С. Влияние титанотермитной смеси, входящей в электродное покрытие, на повышение производительности сварки // Там же. – 1980. – № 3. – С. 26–28.
3. Зареченский А. В. и др. Особенности плавления порошковых лент с термитными смесями // Там же. – 1985. – № 8. – С. 39–41.
4. Чигарев В. В., Зареченский Д. А., Белик А. Г. Особенности плавления порошковых лент с экзотермическими смесями в наполнителе // Автомат. сварка. – 2007. – № 2. – С. 53–55.
5. Власов А. Ф., Карпенко В. М., Леценко А. И. Экспериментальное определение экзотермического процесса, протекающего при нагреве и плавлении электродов // Вісник ДДМА. – 2006. – 4, № 2. – С. 65–68.
6. Теоретические основы сварки / Под ред. В. В. Фролова. – М.: Высш. шк., 1970. – 592 с.
7. Ando K., Nishiguchi K. Mechanism of formation of pencil point-like wire tip in MIG welding // IIW Doc. 212-156-68–69.
8. Ерохин А. А. Основы сварки плавлением. – М.: Машиностроение, 1973. – 448 с.
9. А. с. 737175 СССР. МКИ В 23К, 35/36. Состав электродного покрытия / А. Ф. Власов, Ю. Н. Опарин, В. М. Белая, А. А. Перепелица. – Заявл. 10.11.77. Оpubл. 30.05.80; Бюл. № 20.
10. Власов А. Ф., Куций А. М. Технологические характеристики электродов с экзотермической смесью в покрытии для наплавки инструментальных сталей // Свароч. пр-во. – 2011. – № 4. – С. 10–15.

Поступила в редакцию 16.04.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com



ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВАЯ СВАРКА БУРОВЫХ ДОЛОТ. / О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков, А. А. Бондарев, Л. А. Кравчук, Ю. А. Архангельский. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2012. – 116 стр. Мягкий переплет, 165×235 мм.

Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований свариваемости высокопрочных среднелегированных сталей 14ХН3А, 40ХН и 14ХН3МА, из которых традиционно изготавливаются буровые долота, а также анализа влияния основных параметров режима ЭЛС, технологических приемов, развертки пучка и модифицирующих вставок, применяемых для управления структурообразованием, предупреждения кристаллизационного растрескивания и повышения прочностных характеристик сварных соединений. Приведены технические характеристики разработанного оборудования и описаны компьютерные технологические программы ЭЛС с применением модификаторов металла шва. Книга предназначена для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий и институтов, специализирующихся в области высоких технологий и современного сварочного оборудования.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

УЛЬТРАФИОЛЕТОВОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ ПРИ РУЧНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКЕ ПОКРЫТЫМИ ЭЛЕКТРОДАМИ

О. Г. ЛЕВЧЕНКО¹, А. Т. МАЛАХОВ¹, А. Ю. АРЛАМОВ²

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

² НТТУ «Киевский политехнический институт». 03056, г. Киев, просп. Победы, 37.

Сварочная дуга является источником интенсивного потока оптического излучения в инфракрасном, видимом и ультрафиолетовом (УФ) диапазонах, среди которых следует выделить наиболее жесткое УФ-С излучение с сильным вредным воздействием на органы зрения и кожные покровы человека. Цель настоящей работы состояла в комплексном исследовании интегральных характеристик УФ излучения при ручной дуговой сварке покрытыми электродами различных марок (МР-3, УОНИ-13/55, АНО-4, АНО-12, АНО-36) и видов покрытий (рутиловое, основное, рутил-целлюлозное), предназначенными для сварки углеродистых и низколегированных сталей. Интенсивность УФ-С и УФ-А излучения измеряли дозиметром оптического излучения ДАУ-81 на расстояниях 0,55...1,5 м от точки сварки. Путем анализа и статистической обработки результатов измерений установлено, что на расстояниях 0,5...1,5 м, на которых обычно находятся сварщик и вспомогательный персонал при ручной дуговой сварке, интегральная интенсивность УФ-С излучения составляет 0,7...5 Вт/м², что в 700...5000 раз превышает нормативное значение 0,001 Вт/м², регламентируемое действующими в Украине санитарными нормами СН 4557–88 для работающих при наличии незащищенных участков поверхности кожи. При этом минимальные расстояния, на которых допустимо пребывание указанной категории работающих при прямой видимости места сварки, составляют от 25 до 65 м (в зависимости от марки электрода и силы сварочного тока). Интенсивность УФ-С излучения в первую очередь зависит от марки применяемых электродов, а не от вида их покрытия. Показано, что интенсивность УФ излучения обратно пропорциональна квадрату расстояния от сварочной дуги и существенно зависит от силы сварочного тока. Результаты работы могут быть использованы при санитарно-гигиенической аттестации рабочих мест сварщиков. Библиогр. 6, табл. 4.

Ключевые слова: ультрафиолетовое излучение, интегральные характеристики, безопасное расстояние, ручная дуговая сварка, покрытые электроды

Сварочная дуга является источником не только интенсивного потока света в видимом диапазоне и инфракрасного излучения, но и невидимого ультрафиолетового излучения (УФИ) с длиной волны 200...400 нм. По длине волны УФИ подразделяется на три диапазона УФ-А (315...400 нм), УФ-В (280...315 нм) и УФ-С (200...280 нм). Наиболее жестким является УФ-С излучение, обладающее сильным вредным воздействием на органы зрения и кожные покровы человека. Заметим, что в спектре солнечного излучения на земной поверхности УФ-С лучи практически отсутствуют, интенсивно поглощаясь в основном в верхнем озоновом слое атмосферы.

Несмотря на важность исследований УФИ при сварке для обеспечения безопасности персонала, публикации по этой тематике в странах СНГ практически отсутствуют. Публикации в странах ЕС, США и Японии имеют свою специфику, характеризующуюся санитарно-гигиенической направленностью в оценке излучения при сварке в соответствии с национальными нормами, отличающимися от действующих в Украине и странах СНГ.

Поэтому цель данной работы заключалась в комплексном исследовании интегральных характеристик УФИ при ручной дуговой сварке по-

крытыми электродами различных марок и видов покрытий, предназначенными для сварки углеродистых и низколегированных сталей.

Методика исследований. Исследования проводили при ручной дуговой сварке электродами диаметром 4 мм в нижнем положении сварного шва, в закрытом помещении при температуре воздуха 15...20 °С и средней относительной влажности воздуха с вытяжной вентиляцией над местом сварки. Источник питания — выпрямитель сварочный ВДУ-506. Сварочный ток фиксировали на значениях 150, 175 и 200 А, попадающих в диапазон рекомендованных режимов для электродов АНО-4, АНО-12, АНО-36, МР-3, УОНИ-13/55. Датчик УФ-С и УФ-А излучения одноканального автоматического дозиметра оптического излучения ДАУ-81 располагался на фиксированных расстояниях 0,55 (расстояние вытянутой руки), 1,0 и 1,5 м от точки сварки в направлении под углом 27...30° к горизонтальной сварочной поверхности. Датчики были направлены на точку сварочной дуги в условиях ее прямой видимости. Дозиметром в течение 30...60 с фиксировалось значение дозы облучения (Дж/м²). Значение средней интенсивности излучения (Е, Вт/м²) получали путем деления дозы на время измерения. Для контроля это значение сверяли с показаниями стрелочного измерителя интенсивности излуче-

ния дозиметра ДАУ-81. Для повышения надежности результатов экспериментов измерения повторяли 2...3 раза в одинаковых условиях.

Результаты исследований. Обработку данных измерений проводили на ПК методом наименьших квадратов. В ходе измерений установлено, что интенсивность излучения существенно зависит от расстояния (d , м) до источника излучения (сварочная дуга) и от силы сварочного тока (I , А). Предварительно была выдвинута гипотеза о том, что на данных расстояниях интенсивность излучения подчиняется закону обратных квадратов ($E \sim 1/d^2$). При обработке результатов измерений эта зависимость подтверждена с высокой точностью. Отметим, что такая же зависимость получена в работе [1] при сварке в защитной среде CO_2 . С физической точки зрения это соответствует условиям свободного распространения оптического излучения от точечного источника и означает, что на исследуемом промежутке расстояний (0,55...1,5 м) сварочную дугу можно считать точечным источником, на распространение потока излучения от которого процессы поглощения, диффузионного рассеивания и отражения светового потока оказывают незначительное влияние. Это вполне ожидаемо в данных условиях сварки и измерений. После этого зависимость $E(d, I)$ запишем в виде

$$E = \frac{a + bI}{d^2}. \tag{1}$$

Коэффициенты a , b находили с помощью метода наименьших квадратов в матричной форме [2]. Такой подход позволил включить в обработку результаты измерений на различных расстояниях, что увеличило достоверность найденных коэффициентов за счет возрастания количества точек

измерения. Полученные значения коэффициентов приведены в табл. 1. Значения коэффициентов корреляции R^2 в таблице указывают на весьма высокую точность связи между факторным (сила тока) и результативным (интенсивность излучения) признаками.

Отметим, что аналогичная (1) зависимость эффективной интенсивности излучения от силы сварочного тока на фиксированном расстоянии от места сварки получена в работе [3]. Более широкий диапазон изменения сварочного тока (45...250 А) получен путем объединения результатов измерений при ручной дуговой сварке электродами различного диаметра.

Для сравнительной оценки влияния марки и вида покрытия электрода на интенсивность излучения составлена табл. 2, в которой приведены интенсивности излучения, рассчитанные по формуле (1) при различных значениях тока на расстоянии 1 м.

В этой таблице значения интенсивностей УФ-С излучения ранжированы по возрастанию при среднем значении сварочного тока 175 А. Как видно, примерно такое же ранжирование сохраняется и для тока 200 А. На нижней границе исследуемого диапазона при токе 150 А ранжирование существенно отличается. Вероятно, это связано с нестабильностью процесса горения дуги при таких режимах сварки электродами диаметром 4 мм.

Анализ табл. 2 показывает, что эмиссия УФ-С излучения при сварке определяется маркой электрода, а не видом его покрытия. Еще в большей мере эмиссия УФ-С лучей зависит от силы сварочного тока. Существенная зависимость от силы тока позволяет предположить, что интенсивность оптического излучения в основном зависит от

Таблица 1. Коэффициенты зависимости (1), полученные в результате обработки данных измерений

Марка электрода	Вид покрытия	УФ-С			УФ-А		
		a , Вт	b , Вт/А	R^2	a , Вт	b , Вт/А	R^2
УОНИ-13/55	Основное	-7,7275	0,0562	0,9736	-5,4838	0,0439	0,9645
АНО-12	-»-	-10,140	0,0719	0,9901	-7,4335	0,0530	0,9562
АНО-4	Рутиловое	-6,0125	0,0459	0,9942	-9,1275	0,0682	0,9310
МР-3	-»-	-8,4850	0,0629	0,9683	-9,4144	0,0706	0,9322
АНО-36	Рутит-целлюлозное	-8,8575	0,0627	0,9686	-9,5375	0,0730	0,9627

Примечание. R^2 — статистический коэффициент корреляции.

Таблица 2. Расчетные значения интенсивности УФИ ($d = 1$ м)

Марка электрода	Вид покрытия	УФ-С, Вт/м ²			УФ-А, Вт/м ²		
		I , А			I , А		
		150	175	200	150	175	200
АНО-4	Рутиловое	0,87	2,0	3,2	1,1	2,8	4,5
УОНИ-13/55	Основное	0,70	2,1	3,5	1,1	2,2	3,3
АНО-36	Рутит-целлюлозное	0,55	2,1	3,7	1,4	3,2	5,1
АНО-12	Основное	0,65	2,4	4,2	0,5	1,8	3,2
МР-3	Рутиловое	0,95	2,5	4,1	1,2	2,9	4,7

мощности, выделяемой в зоне сварочной дуги, и в меньшей мере — от спектральных особенностей излучения, обусловливаемых маркой и видом покрытия электрода.

В соответствии с санитарными нормами СН 4557–88 [4] в производственных помещениях установлены следующие допустимые интенсивности УФИ:

допустимая интенсивность облучения работающих при наличии незащищенных участков поверхности кожи не более $0,2 \text{ м}^2$ и периода облучения до 5 мин, длительности пауз между ними не менее 30 мин и общей продолжительности воздействия за смену до 60 мин не должна превышать $50,0 \text{ Вт/м}^2$ для области УФ-А, $0,05 \text{ Вт/м}^2$ для области УФ-В и $0,001 \text{ Вт/м}^2$ для области УФ-С;

допустимая интенсивность УФИ работающих при наличии незащищенных участков поверхности кожи не более $0,2 \text{ м}^2$ (лицо, шея, кисти рук и др.), общей продолжительности воздействия излучения 50 % рабочей смены и длительности однократного облучения свыше 5 мин и более не должна превышать $10,0 \text{ Вт/м}^2$ для области УФ-А и $0,01 \text{ Вт/м}^2$ для области УФ-В; излучение в области УФ-С при указанной продолжительности не допускается.

С учетом этих норм определим безопасные расстояния d_s для работающих при наличии незащищенных участков поверхности кожи и находящихся в направлении прямой видимости места сварки. Предполагаем свободное распространение УФ лучей с обратно пропорциональной зависимостью интенсивности от квадрата расстояния $E \sim 1/d^2$. В этом случае величину d_s можно рассчитать по формуле

$$d_s = \sqrt{\frac{a + bI}{E_s}} \quad (\text{м}), \quad (2)$$

где a, b — коэффициенты, значения которых приведены в табл. 1; E_s — граничное допустимое значение интенсивности облучения, соответствующее нормам безопасности.

В табл. 3 приведены расчетные значения d_s при $E_s = 0,001 \text{ Вт/м}^2$ для области УФ-С и $E_s = 50,0 \text{ Вт/м}^2$ для области УФ-А.

Как видим, минимальные расстояния, на которых может находиться вспомогательный персонал при ручной дуговой сварке в направлении прямой видимости места сварки, довольно велики в случае воздействия УФ-С лучей. Для УФ-А излучения эти расстояния значительно меньше, поэтому определяющим безопасность участком спектра является УФ-С излучение. В случае необходимости пребывания вспомогательного персонала в довольно обширной зоне опасного воздействия не-

Таблица 3. Расчетные значения безопасных расстояний (d_s , м) при воздействии УФИ на вспомогательный персонал при ручной дуговой сварке

Марка электрода	УФ-С			УФ-А		
	I, А			I, А		
	150	175	200	150	175	200
АНО-4	30	45	57	0,15	0,24	0,30
УОНИ-13/55	27	46	60	0,15	0,21	0,26
АНО-36	24	46	61	0,17	0,25	0,32
АНО-12	26	49	65	0,10	0,19	0,25
МР-3	31	50	64	0,16	0,24	0,31

обходимо принимать меры по защите кожных покровов и глаз от данного излучения.

В табл. 3 безопасные расстояния даны для временных характеристик воздействия согласно действующим в Украине санитарным нормам СН 4557–88. В частности, за рабочую смену суммарное время воздействия УФ-С излучения не должно превышать 60 мин. В странах ЕС условия безопасности определяются Директивой 2006/25/ЕС [5]. В частности, предельная эффективная доза воздействия УФИ в течение рабочей смены (8 ч) ограничена значением $H_{es} = 30 \text{ Дж/м}^2$. Зная значение интенсивности УФ-С излучения в определенных условиях, можно рассчитать допустимое время воздействия t_s путем деления H_{es}/E . В табл. 4 приведены расчетные значения безопасных расстояний при определенном времени воздействия УФ-С излучения. Для заданного времени воздействия t_s находилось допустимое значение $E_s = H_{es}/t_s$ и затем по формуле (2) вычислялась величина d_s .

Отметим, что полученные аналогичным методом расчетные значения безопасных расстояний [6] незначительно отличаются от значений, приведенных в табл. 4.

Сравнение значений в табл. 3 и 4 показывает, что при одинаковой интенсивности излучения санитарные нормы СН 4557–88 в отличие от норм ЕС накладывают более жесткие ограничения по допустимому времени воздействия. Кроме того,

Таблица 4. Расчетные значения безопасных расстояний (d_s , м) при воздействии УФ-С излучения на вспомогательный персонал при ручной дуговой сварке в зависимости от времени воздействия ($I = 200 \text{ А}$)

Марка электрода	t_s , мин						
	1	10	30	60	120	240	480
	E_s , Вт/м ²						
	0,5	0,05	0,017	0,008	0,004	0,002	0,001
АНО-4	2,6	8,2	14	20	29	40	57
УОНИ-13/55	2,7	8,7	15	21	30	42	60
АНО-36	2,8	8,8	15	22	31	43	61
АНО-12	3,0	9,4	16	23	33	46	65
МР-3	2,9	9,2	16	23	32	45	64

нормы ЕС допускают воздействие УФ-С излучения с интенсивностью более $0,001 \text{ Вт/м}^2$, что запрещается СН 4557–88. В этом плане нормы ЕС являются более детально разработанными, гибкими и обоснованными с физической точки зрения.

Выводы

1. Установлено, что на расстояниях от 0,5 до 1,5 м, на которых обычно находятся сварщик и вспомогательный персонал при ручной дуговой сварке покрытыми электродами, интегральная интенсивность УФ-С излучения составляет от 0,7 до 5 Вт/м^2 , что в 700...5000 раз превышает нормативное значение $0,001 \text{ Вт/м}^2$, регламентируемое действующими в Украине санитарными нормами СН 4557–88 для работающих при наличии незащищенных участков поверхности кожи. При этом минимальные расстояния, на которых допустимо пребывание указанной категории работающих при прямой видимости места сварки, составляют

от 25 до 65 м (в зависимости от марки электрода и силы сварочного тока).

2. Установлено, что интенсивность УФ-С излучения в первую очередь зависит от марки применяемых электродов, а не от вида их покрытия (рутиловое, основное, рутил-целлюлозное). Показано, что интенсивность УФ-С обратно пропорциональна квадрату расстояния от сварочной дуги.

1. *Tsutomy Okuno, Jun Ojima, Hiroyuki Sayto*. Ultraviolet radiation emitted by CO_2 arc welding // *Ann. occup. Hyg.* – 2001. – 45, № 7. – P. 597–601.
2. *Магнус Я. Р., Катышев П. К., Пересецкий А. А.* Экономика: Начальный курс. – М.: Дело, 1998. – 248 с.
3. *Emission of UV radiation during arc welding* / D. Schwass, M. Wittlich, M. Shmitz, H. Siekmann // *IFA-Information* (Dec. 2011). – www.dguv.de/ifa. – P. 1–12.
4. *СН 4557–88*. Санитарные нормы ультрафиолетового излучения в производственных помещениях. – Введ. 1988-02-23. – М.: Минздрав СССР, 1988. – 3 с.
5. *Directive 2006/25/EC of the European Parliament and of the Council of 5 April 2006 on the minimum health and safety requirements regarding the exposure on workers to risks arising from physical agents (artificial optical radiation).*
6. *Terry L. Lyon*. Knowing the dangers of actinic ultraviolet emissions // *Welding J.* – 2002. – Dec. – P. 28–30.

Поступила в редакцию 09.04.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com



СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. – Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2014. – 168 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 28 статей, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка» за период 2011–2013 гг., по проблемам разработки, изготовления и применения сварочных материалов, включая покрытые электроды, порошковые проволоки и ленты, сварочные флюсы, а также материалы для наплавки. Представлены обзоры состояния производства агломерированных флюсов, материалов для электродуговой сварки, газотермического напыления, наплавки лентами. Приведена справочная информация о производителях сварочных материалов в Украине. Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров и технологов, занимающихся сварочными технологиями и их применением.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

К ВОПРОСУ ДИСПЕРСНОСТИ И МОРФОЛОГИИ ЧАСТИЦ В СВАРОЧНЫХ АЭРОЗОЛЯХ

И. П. ГУБЕНЯ¹, И. Р. ЯВДОЩИН¹, С. Н. СТЕПАНИЮК¹, А. В. ДЕМЕЦКАЯ²

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

² ГУ «Институт медицины труда АМН Украины». 03680, г. Киев, ул. Саксаганского, 75. E-mail: torovchik@mail.ru

Твердая составляющая сварочного аэрозоля является одной из главных опасностей, с которыми сталкиваются рабочие сварки и родственных технологий. Уже на протяжении более полувека проводятся исследования на эту тему. Основным интерес среди свойств и особенностей строения твердой составляющей сварочного аэрозоля представляет размер и дисперсность частиц, поскольку они определяют пути попадания в живой организм. В работе проведено исследование дисперсности частиц твердой составляющей сварочного аэрозоля с помощью нескольких видов оборудования, в котором реализованы разные принципы анализа. Показано, что методика подготовки образца для анализа и особенности оборудования существенно влияют на результаты. Проведено также исследование морфологии частиц. Библиогр. 20, рис. 5.

Ключевые слова: сварочный аэрозоль, твердая составляющая, дисперсность, морфология, наночастица, агломерат, лазерная гранулометрия, диффузионный спектрометр

На протяжении уже более полувека сварочный аэрозоль является одним из главных объектов исследования негативных факторов, влияющих на организм человека в процессе сварки. Особенно важны эти исследования на современном этапе в свете новых данных в медицине и токсикологии.

Сварочный аэрозоль является побочным продуктом процесса сварки и состоит из твердой и газообразной составляющих, что обусловлено процессами его образования. При высокотемпературном нагреве во время сварки происходит термодеструкция компонентов покрытия и испарение некоторой части основного и электродного материалов. В результате выдувания образовавшейся газопаровой смеси в окружающую среду, имеющую сравнительно невысокую температуру, происходит конденсация паровой фазы и образование мелких твердых частиц [1]. Главным объектом исследований является твердая составляющая сварочного аэрозоля (ТССА), поскольку она содержит основные опасные компоненты.

Влияние на живой организм (токсичность) ТССА является комплексной характеристикой и зависит от многих факторов: размера и морфологии отдельных частиц или их агломератов, общего количественного распределения по размерам (дисперсности), химического состава, содержания высокотоксичных соединений, растворимости. Каждый из этих факторов следует анализировать отдельно и совместно с другими.

Важным фактором, который в значительной мере определяет токсичность ТССА, является размер частиц: сплошные частицы диаметром менее 20 мкм могут оставаться взвешенными в воздуш-

ном потоке [2]. Размеры отдельных частиц и их агломератов колеблются от нескольких десятков нанометров до десятков микрометров [3–5]. Около 70...80 % частиц диаметром до 0,1...2 мкм, которые попадают в организм через органы дыхания, могут удаляться при выдыхании. Частицы большего диаметра могут выводиться из организма путем отхаркивания [6, 7]. Наиболее опасны наноразмерные и субмикронные частицы, которые в силу малых размеров могут проникать через кожный покров [8], а также непосредственно в мозг по нервным окончаниям [9–12].

Частицы ТССА имеют правильную и неправильную сферическую форму. Большинство частиц неоднородна по своей структуре (частицы состоят из ядра и оболочки) [1, 13, 14], что обусловлено избирательностью процесса испарения и конденсации: различные составляющие высокотемпературного пара конденсируются при разной температуре. Сначала происходит конденсация элементов с более низким давлением пара и более высокой температурой плавления (марганец, железо), а потом с более высоким давлением пара и более низкой температурой плавления (натрий, калий, кремний и др.). Толщина оболочки зависит от температуры и окислительного потенциала атмосферы дуги [1]. Вид частиц и агломератов ТССА представлен на рис. 1.

Для анализа дисперсности используется несколько видов оборудования, работающего на разных принципах. Наиболее широко применяют метод аэродинамической сепарации (импакторы Бернера и Андерсена) [2–5, 15, 16], меньше — метод определения подвижности заряженных частиц

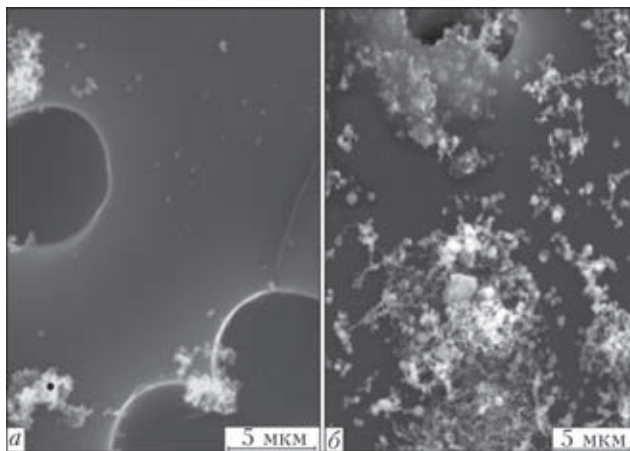


Рис. 1. Характерные размеры и морфология частиц ТССА [15]: *а* — крупная частица, на которой осаждены наноразмерные частицы; *б* — агломераты наноразмерных частиц

в электрическом поле (сканирующие анализаторы SMPS) [2, 16, 17]. Сравнительно новым и малоиспользуемым методом является лазерная гранулометрия (лазерные анализаторы с проточной и стационарной ячейками) [18].

Благодаря большому диапазону размеров частиц сложно определять характеристики отдельно взятых частиц, наряду с их общим количественным распределением по размерам. При использовании метода аэродинамической сепарации существенным недостатком является разрушение кластеров в результате столкновений при прохождении их через отдельные уровни импактора. Недостатком анализа ТССА, проведенного методом лазерной гранулометрии, является специфичность методики подготовки и проведения анализа: механическое влияние на массу осажденного аэрозоля при отделении его от фильтра, использование дисперсионной среды (как правило, дистиллированной воды с или без добавления ПАВ), ультразвуковых колебаний. Наиболее перспективным является проведение исследования ТССА с помощью оборудования, анализирующего частицы непосредственно в воздушном потоке — это диффузионные, лазерные и электрические анализаторы.

Для исследования морфологии отдельных частиц используется электронная микроскопия (SEM, TEM, электронный зонд ЕРМА) [3, 5, 7, 16, 19, 20]. При этом ТССА осаждают на металлические подложки.

Для исследования дисперсности использовали «Zetasizer 1000HS» (диапазон измерения 0,002...3 мкм, непроточная ячейка), «Malvern Instruments Ltd.», Великобритания; «Horiba LA-300» (диапазон измерения 0,1...600 мкм, проточная ячейка), «HORIBA Scientific», Япония; диффузионный аэрозольный спектрометр «ДАС 2702» (диапазон измерений 3...200 нм, анализ в воздушном потоке), «АэроНаноТех», Россия.

Заметим, что оборудование для анализа дисперсности имеет ограниченный диапазон измерения, что усложняет получение целостной и объективной картины характеристик ТССА.

Два первых анализатора работают по принципу метода лазерной гранулометрии; третий — методом пропускания воздушного потока с частицами через диффузионные батареи и определения коэффициента осаждения (или проскока) аэрозольных частиц при прохождении. Во всех случаях объектом исследования была ТССА, полученная при сварке электродами с покрытием рутилового вида.

Методика стандартного отбора ТССА (механическое отделение осажденного на фильтр аэрозоля) приводит к образованию «брикетированного» накопления, а механическое размельчение не позволяет получить качественный объект для анализа. Поэтому для разрушения брикетов применяли ультразвуковую обработку.

Для проведения исследования с помощью «Zetasizer 1000HS» снятую с фильтра ТССА механически измельчали и помещали в емкость, заполненную дистиллированной водой с ПАВ (1%-й раствор гексаметафосфата натрия). Суспензию размешивали в течение 10 мин в ультразвуковом диспергаторе УЗДН-А, затем помещали в кюветку, заполненную на 2/3 дисперсионной средой, после чего проводили анализ (рис. 2).

Полученные данные свидетельствуют о том, что ТССА имеет бимодальное распределение частиц по размерам. Средний диаметр частицы для каждого из пиков составляет 156 и 370 нм.

Для анализа на «Horiba LA-300» пробу ТССА, полученную путем снятия осажденного аэрозоля с фильтра, помещали в кюветку анализатора, заполненную дистиллированной водой. Анализ каждой пробы проводили в три этапа: сразу после засыпания при минимальной скорости прокачивающего насоса без ультразвуковой обработки; повторно при средней скорости прокачивающего насоса без ультразвуковой обработки и при средней скорости прокачивающего насоса после 30-секундной ультразвуковой обработки.

Проба ТССА после помещения в дистиллированную воду представляла собой достаточно большие агломераты со средним размером 50...80 мкм (рис. 3, пик *в*), но уже после повышения скорости прокачивающего насоса они измельчались до средних размеров 10 мкм (рис. 3, пик *б*) и появлялось значительное количество составляющих размером меньше микрометра. Использование ультразвуковой обработки приводит к их дальнейшему разрушению, в результате чего средний размер мелкодисперсной фракции составляет около 0,5...0,6 мкм (рис. 3, пик *а*). Во всех трех случаях ТССА имеет бимодальное распределение.

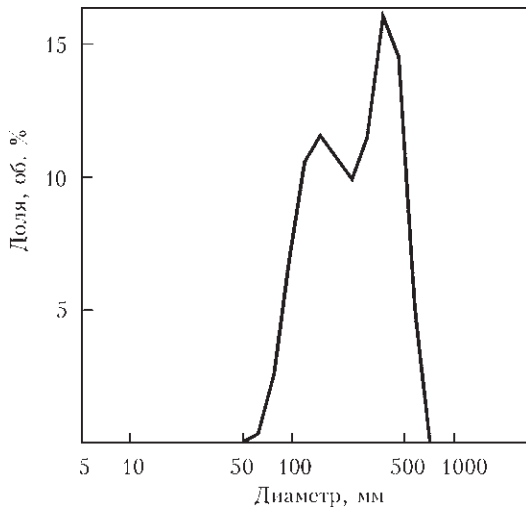


Рис. 2. Дисперсность частиц ТССА, полученная с помощью «Zetasizer 1000HS»

Таким образом, образцы, полученные путем механического снятия ТССА с фильтра, малопр-

годны для анализа без дополнительной обработки ультразвуком, от продолжительности которой существенно изменяются результаты анализа. При дальнейшей обработке вполне вероятно разрушение агломератов, которые образовались в воздушном потоке и представляют собой естественную форму ТССА, что не позволяет судить о реальных размерах частиц и агломератов.

При исследовании ТССА с помощью «ДАС 2702» забор воздуха осуществляли на расстояние 70...80 см от зоны горения дуги. Процесс анализа начинался с момента зажигания дуги и продолжался после завершения горения до начала существенного общего снижения количества частиц. Перед началом анализа проводили определение фонового количества частиц.

Полученные результаты (рис. 4) свидетельствуют о том, что непосредственно после начала сварки в ТССА присутствует большое количество первичных частиц размером порядка 20 нм.

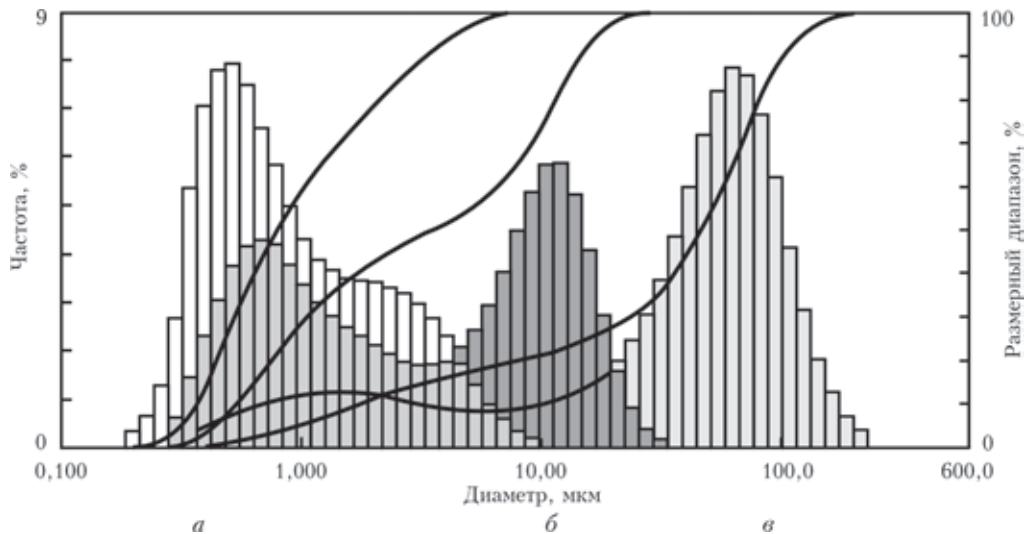


Рис. 3. Спектр распределения ТССА по размерам: *а* — после 30-секундной ультразвуковой обработки; *б* — средняя скорость прокачивающего насоса соответственно без ультразвуковой обработки; *в* — минимальная скорость прокачивающего насоса без ультразвуковой обработки

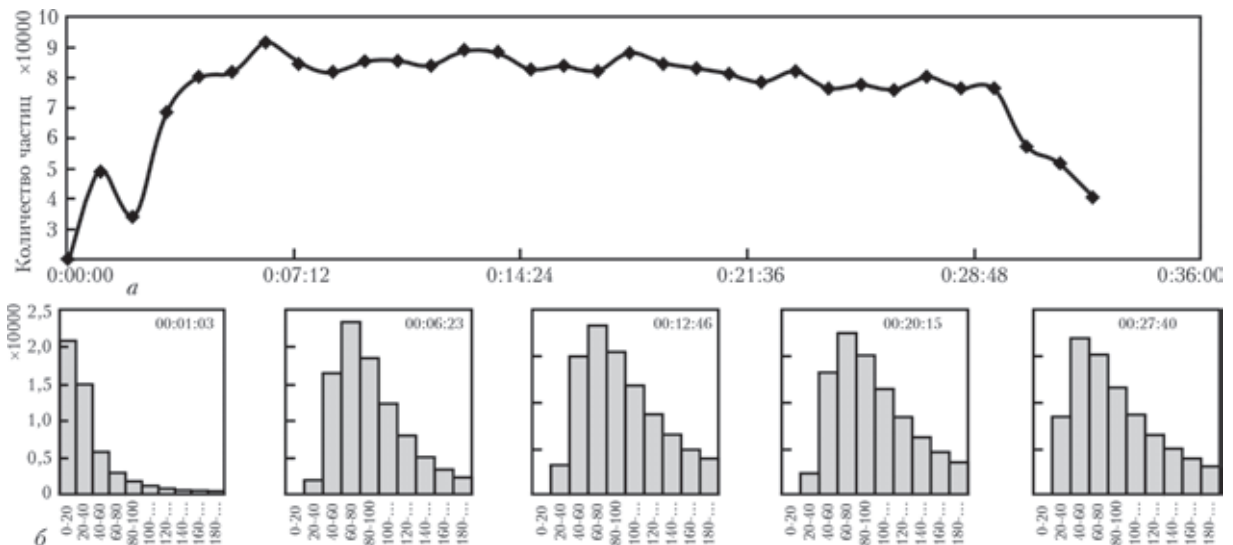


Рис. 4. Изменение количества частиц (*а*) и их размерное распределение по времени анализа (*б*)

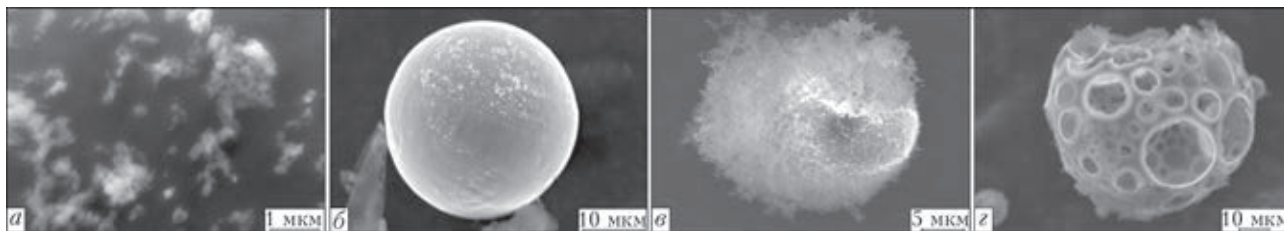


Рис. 5. Результаты исследования морфологии агломератов (а) и частиц (б-е) ТССА

Вследствие быстрого агломерирования их количество стремительно уменьшается и уже через несколько минут после окончания сварки они отсутствуют в воздушном потоке. Однако при этом количество наноразмерных частиц остается высоким и пик приходится на размерный диапазон 60...80 нм.

Отбор проб для исследования морфологии частиц ТССА проводили путем осаждения последней на клеящую углеродную пленку, которую размещали на стенке камеры для отбора валовых проб ТССА на высоте 70 см от зоны сварочной дуги. Такой подход позволяет не только получить образец с монослоем частиц, но и изучать их морфологию (рис. 5). Исследование проводили на растровых электронных микроскопах «JEOL JSM-35CF» и «JEOL JSM 6490-LA».

Морфология частиц, образующихся при сварке, неоднородная. Наноразмерные частицы формируют агломераты (рис. 5, а), которые могут состоять как из нескольких частиц, так и из нескольких тысяч. Присутствуют также крупные округлые частицы размером от нескольких микрометров до нескольких десятков микрометров (рис. 5, б). Иногда они имеют внутри полость (рис. 5, в), что объясняет их способность достигать значительной высоты (70 см) в потоке сварочного аэрозоля. Чаще всего эти частицы образуются за счет разбрызгивания металла. При этом очень часто они покрыты слоем наноразмерных частиц (рис. 5, в).

Таким образом, результаты, полученные в ходе анализа ТССА с помощью разного оборудования с использованием различных методик подготовки образцов и непосредственно их анализа, могут существенно отличаться. Наиболее достоверными можно считать результаты, полученные с помощью «бесконтактного» анализа, проводимого на «ДАС 2702».

1. *Металлургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов* / Под ред. акад. НАНУ И. К. Походни / И. К. Походня, В. Н. Горпенюк, С. С. Миличенко и др. – Киев: Наук. думка, 1990. – 222 с.
2. *Aerosol measurement: principles, techniques, and applications* / Ed. P. A. Baron, K. Willeke. – 2nd ed. – Weld Interscience, 2001. – 977 p.

3. *Characterization procedure for the analysis of arc welding fume* / J. W. Sowards, J. C. Lippold, D. W. Dickinson, A. J. Ramires // *Welding J.* – 2008. – № 87. – P. 76–83.
4. *Characterization of welding fume from SMAW electrodes. Pt I* / J. W. Sowards, J. C. Lippold, D. W. Dickinson, A. J. Ramirez // *Ibid.* – 2008. – № 87. – P. 106–112.
5. *Characterization of welding fume from SMAW electrodes. Pt II* / J. W. Sowards, J. C. Lippold, D. W. Dickinson, A. J. Ramirez // *Ibid.* – 2010. – № 89. – P. 82–89.
6. *Hewett P.* The particle size distribution, density, and specific surface area of welding fumes from SMAW and GMAW mild and stainless steel consumables // *Amer. Ind. Hygiene Assoc. J.* – 1995. – 56. – P. 128–135.
7. *Sterjovski Z., Norrish J., Monaghan B. J.* The effect of voltage and metal-transfer mode on particulate-fume size during the GMAW of plain-carbon steel. – S. l., S. a. – 12 p. – (Intern. Inst. of Welding; Doc. VIII–2092–08).
8. *Hoet P. H. M., Brüske-Hohlfeld I., Salata O. V.* Nanoparticles-known and unknown health risks // *J. Nanobiotechnol.* – 2004. – № 2(12)
9. *Raloff J.* Destination brain // *Sci. News.* – 2010. – 177, № 11. – P. 16–20.
10. *Глушкова А. В., Радилов А. С., Рембовский В. Р.* Нанотехнологии и нанотоксикология – взгляд на проблему // *Токсиколог. вест.* – 2007. – № 6. – С. 4–8.
11. *Elder A., Gelein R., Silva V.* Translocation of inhaled ultrafine manganese oxide particles to the central nervous system // *Environ. Health Perspect.* – 2006. – 114, – № 8. – P. 1172–1178.
12. *Can nanoparticles end up in the brain* / M. Simkó, U. Fiedeler, A. Gázdó, M. Nentwich // *NanoTrust-Dossier.* – 2010. – № 14.
13. *Voitkevich V.* Welding fumes: formation, properties and biological effects. – Cambridge: Abington publ., 1995. – 110 p.
14. *An investigation of particulate weld fume generated from GMAW of plain carbon steel* / Z. Terjovski, J. Drossier, E. de Thoisy et al. // *Australasian Welding J.* – 2006. – 51, First quarter. – P. 21–40.
15. *Comprehensive microanalytical study of welding aerosols with X-ray and Raman based methods* / A. Worobiec, E. A. Stefaniak, S. Kiro et al. // *X-Ray Spectrometry.* – 2007. – 36. – P. 328–335.
16. *Physicochemical characterization of different welding aerosols* / B. Berlinger, N. Benker, S. et al. // *Anal Bioanal Chem.* – 2011. – № 10. – P. 1773–1780.
17. *Zimmer A. E., Biswas P.* Characterization of the aerosols resulting from arc welding processes // *Aerosol Sci.* – 2001. – 32. – P. 993–1008.
18. *Kippax P.* Measuring particle size using modern laser diffraction techniques // *Paint & Coatings Industry.* – 2005. – 21, – Issue 8. – P. 42.
19. *Carpenter K. R., Monaghan B. J., Norrish J.* Analysis of fume formation rate and fume particle composition for gas metal arc welding (GMAW) of plain carbon steel using different shielding gas compositions // *ISIJ Intern.* – 2009. – 49, № 3. – P. 416–420.
20. *Jenkins N. T., Eager T. W.* Chemical analysis of welding fume particle // *Welding J.* – 2005. – № 6. – P. 87–93.

Поступила в редакцию 24.04.2014

СОСТОЯНИЕ НОРМАТИВНОЙ БАЗЫ, СЕРТИФИКАЦИИ, АТТЕСТАЦИИ СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В УКРАИНЕ

Н. А. ПРОЦЕНКО

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

Членство во Всемирной торговой организации (ВТО), подготовка к подписанию соглашения с Европейским сообществом (ЕС) обязывает Украину провести гармонизацию национальных стандартов с международными и европейскими. Техническим комитетом ТК 44 «Сварка и родственные процессы», созданным на базе Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, проводятся работы по гармонизации стандартов, определяющих требования к сварочному производству. Эти требования относятся к производству, испытаниям, классификации сварочных материалов. Перечень отмеченных стандартов представлен ниже.

В настоящее время в Украине существует Национальная система сертификации УкрСЕПРО, в которую входят обязательная сертификация продукции, приведенной в Перечне продукции, подлежащей обязательной сертификации в Украине, и добровольная, определяющая соответствие характеристик продукции требованиям нормативных документов, которые определяет заказчик. Сварочные материалы относятся к добровольной Системе сертификации продукции УкрСЕПРО. Результатом сертификации сварочных материалов является Сертификат соответствия, признаваемый в странах, с которыми Украина имеет двухсторон-

1. Электроды покрытые для ручной дуговой сварки

EN ISO 2401	Электроды покрытые. Определение продуктивности, перехода электродного металла в металл шва и коэффициента наплавки
EN ISO 2560	Материалы сварочные. Электроды покрытые для ручной дуговой сварки нелегированных и мелкозернистых сталей. Классификация
EN ISO 18275	Материалы сварочные. Электроды покрытые для ручной дуговой сварки высокопрочных сталей. Классификация
EN ISO 636	Материалы сварочные. Прутки, проволока для сварки нелегированных и мелкозернистых сталей вольфрамовым электродом в защитных газах. Классификация
EN ISO 1071	Материалы сварочные. Электродная проволока, проволока и прутки для дуговой сварки чугуновых материалов. Классификация
EN ISO 14172	Материалы сварочные. Электроды покрытые для ручной дуговой сварки никелевых материалов. Классификация
EN ISO 3580	Материалы сварочные. Электроды покрытые для ручной дуговой сварки металлическим электродом жаропрочных сталей. Классификация
EN ISO 3581	Материалы сварочные. Электроды покрытые для ручной дуговой сварки нержавеющей и жаропрочных сталей. Классификация
EN ISO 6848	Вольфрамовые электроды для электродуговой сварки и резки. Классификация
EN ISO 14172	Материалы сварочные. Электроды покрытые для ручной дуговой сварки никеля и никелевых сплавов. Классификация

2. Сварочные проволоки, ленты и прутки сплошного сечения

EN ISO 14171	Материалы сварочные. Электродная проволока и комбинация проволока-флюс для сварки под флюсом нелегированных и мелкозернистых сталей. Классификация
EN ISO 14341	Материалы сварочные. Электродные проволоки и наплавленный металл в защитном газе плавящимся электродом для сварки нелегированных и мелкозернистых сталей. Классификация
EN ISO 14343	Материалы сварочные. Проволоки, ленты и прутки сплошного сечения для сварки нержавеющей и жаропрочных сталей. Классификация
EN ISO 16834	Материалы сварочные. Проволоки, ленты и прутки для дуговой сварки высокопрочных сталей. Классификация

EN ISO 18273	Материалы сварочные. Проволоки и прутки сплошного сечения для сварки алюминия и алюминиевых сплавов. Классификация
EN ISO 18274	Материалы сварочные. Проволоки, ленты и прутки сплошного сечения для сварки никеля и никелевых сплавов. Классификация
ISO/CD 19288	Материалы сварочные. Проволока и прутки сплошного сечения для сварки магния и магниевых сплавов. Классификация
EN ISO 21952	Материалы сварочные. Проволоки и прутки для дуговой сварки жаропрочных сталей в защитном газе. Классификация
EN ISO 24034	Материалы сварочные. Проволока и прутки сплошного сечения для дуговой сварки титана и титановых сплавов. Классификация
EN ISO 24373	Материалы сварочные. Проволоки и прутки сплошного сечения для дуговой сварки меди и медных сплавов. Классификация
EN ISO 24598	Материалы сварочные. Проволоки сплошного сечения, порошковые проволоки, комбинации проволока–флюс для дуговой сварки под флюсом жаропрочных сталей. Классификация
EN ISO 26304	Материалы сварочные. Проволоки сплошного сечения, порошковые проволоки, комбинации проволока — флюс для дуговой сварки под флюсом высокопрочных сталей. Классификация
EN ISO 6848	Вольфрамовые электроды для электродуговой сварки и резки. Классификация

3. Порошковые проволоки

EN ISO 17632	Материалы сварочные. Проволоки порошковые для сварки нелегированных и мелкозернистых сталей в защитном газе и без защитного газа. Классификация
EN ISO 17633	Материалы сварочные. Проволоки порошковые для сварки нержавеющей и жаропрочных сталей в защитном газе и самозащитные. Классификация
EN ISO 17634	Материалы сварочные. Проволоки порошковые для сварки жаропрочных сталей в защитных газах. Классификация
EN ISO 18276	Материалы сварочные. Проволоки порошковые для сварки высокопрочных сталей в защитном газе. Классификация
EN ISO 12153	Материалы сварочные. Проволоки порошковые для дуговой сварки никеля и никелевых сплавов в защитном газе и самозащитные. Классификация

4. Сварочные материалы для наплавки

EN 14700	Материалы сварочные. Сварочные материалы для наплавки
----------	---

Флюсы сварочные

EN ISO 14171	Материалы сварочные. Электродная проволока и комбинация проволока–флюс для сварки под флюсом нелегированных и мелкозернистых сталей. Классификация
EN ISO 14174	Материалы сварочные. Флюсы для сварки под флюсом. Классификация

5. Газы защитные

EN ISO 14175	Материалы сварочные. Защитные газы для дуговой сварки и резки
--------------	---

6. Испытания сварочных материалов

EN ISO 3690	Сварка металлов. Метод определения содержания диффузионного водорода в наплавленном металле и металле шва при дуговой сварке сталей
EN ISO 6847	Материалы сварочные. Наплавка слоя металла для химического анализа
ISO 8249	Сварка. Определение ферритного числа в металле шва при сварке аустенитной и дуплексной ферритно-аустенитной хромоникелевой нержавеющей стали
ISO/TR 13393	Сварочные материалы. Классификация наплавов. Микроструктуры
EN ISO 14372	Материалы сварочные. Определение влагостойкости покрытых электродов для дуговой сварки путем измерения диффузионного водорода
EN ISO 4136	Испытания разрушающие сварных соединений металлических материалов. Испытания на поперечное растяжение
EN ISO 5173	Испытания разрушающие сварных соединений металлических материалов. Испытания на изгиб
EN ISO 17639	Испытания разрушающие сварных соединений металлических материалов. Макроскопическое и микроскопическое испытание сварных соединений
EN ISO 9015-1	Испытания разрушающие сварных соединений металлических материалов. Испытания на твердость. Часть 1. Испытания на твердость сварных соединений, выполненных дуговой сваркой
EN ISO 9015-2	Испытания разрушающие сварных соединений металлических материалов. Испытания на твердость. Часть 2. Испытания сварных соединений на микротвердость. Испытания разрушающие сварных соединений металлических материалов. Испытания на удар. Расположение образца для испытания, ориентация надреза и обследование
EN ISO 15610	Технические условия и аттестация технологии сварки металлических материалов. Аттестация на основе проверенных сварочных материалов
ISO 15792-1	Материалы сварочные. Методы испытаний. Часть 1. Методы испытаний образцов металла шва сварного соединения из стали, никеля и никелевых сплавов
ISO 15792-2	Материалы сварочные. Методы испытаний. Часть 2. Подготовка образцов для испытания при одно-двухпроходной сварке стали
ISO 15792-3	Материалы сварочные. Методы испытаний. Часть 3. Классификационные испытания сварочных материалов по положению сварки и провара корня в угловых сварных швах

EN 14532-1	Сварочные материалы. Методы испытаний и требования качества. Часть 3. Оценка соответствия проволочных электродов, проволоки и прутков для сварки алюминиевых сплавов
EN 14532-2	Материалы сварочные. Методы испытаний и требования к качеству. Часть 2. Дополнительные методы и оценка соответствия сварочных материалов для сварки сталей, никеля и сплавов на никелевой основе
EN 14532-3	Материалы сварочные. Методы испытаний и требования к качеству. Часть 3. Оценка соответствия сварочной проволоки и прутков для сварки алюминиевых сплавов
7. Требования к качеству и поставкам сварочных материалов	
EN ISO 544	Материалы сварочные. Технические условия поставки сварочных материалов. Вид продукции, размеры, предельные допуски и обозначение
EN 10204	Изделия металлические. Типы документов приемочного контроля
EN 13479	Материалы сварочные. Общие требования к сварочным материалам и флюсам для сварки металлических материалов
EN ISO 14344	Сварка и родственные процессы. Флюсы и защитные газы для электродуговой сварки. Руководящие принципы при поставке сварочных материалов

нее соглашение о взаимном признании результатов сертификации.

В соответствии с принятым Украиной курсом на европейскую интеграцию в настоящее время осуществляется переход от сертификации продукции в системе УкрСЕПРО к подтверждению ее соответствия техническим регламентам, устанавливающим требования к продукции в отношении безопасности жизнедеятельности человека и окружающей среды, а также методы оценки ее соответствия этим требованиям. Подтверждение соответствия продукции, которая подпадает под действие Технических регламентов, является обязательным на основании Законов Украины «Про подтверждение соответствия», «Про стандарты, технические регламенты и процедуры оценки соответствия». В соответствии с Процедурой оценки соответствия Техническим регламентам предусмотрены модули оценки соответствия:

Модуль А	Внутренний контроль производства	
Модуль В Проверка типа	Модуль С	Внутренний контроль производства
	Модуль D	Обеспечение качества производства
	Модуль E	Обеспечение качества продукции
	Модуль F	Проверка продукции
Модуль G	Проверка каждой единицы продукции	
Модуль Н	Полное обеспечение качества ISO 9001	

В зависимости от вида продукции, описания продукции и её функциональных особенностей, присутствующих или потенциальных рисков, необходимости участия третьей независимой стороны в оценке соответствия, выбирается модуль для проведения процедуры соответствия продукции.

Процедура сертификации согласно Европейским директивам, Техническим регламентам подразделяется на модули (схемы сертификации):

- ♦ внутренний контроль производства, Декларация о Соответствии — Модуль А
- ♦ внутренний контроль производства и контролируемые испытания продукции — Модуль А1
- ♦ внутренний контроль производства и контролируемые испытания продукции через случайные интервалы времени — Модуль А2

- ♦ испытание типового образца — Модуль В
- ♦ соответствие типовому образцу на основе внутреннего контроля производства — Модуль С «Декларация о Соответствии типу»
- ♦ соответствие типовому образцу на основе внутреннего контроля производства и контролируемых испытаний продукции — Модуль С1
- ♦ соответствие типовому образцу на основе внутреннего контроля производства и контролируемых проверок продукции через случайные интервалы времени — Модуль С2
- ♦ соответствие типовому образцу на основе обеспечения качества производственного процесса — Модуль D
- ♦ обеспечение качества производственного процесса — Модуль D1
- ♦ соответствие типовому образцу на основе обеспечения качества продукции — Модуль E
- ♦ обеспечение качества окончательного контроля продукции и испытаний — Модуль E1
- ♦ соответствие типовому образцу на основе верификации продукции — Модуль F
- ♦ соответствие на основе верификации продукции (Сертификат Соответствия CE) — Модуль F1
- ♦ соответствие на основе верификации единицы продукции — Модуль G
- ♦ соответствие на основе полного обеспечения качества — Модуль Н
- ♦ соответствие на основе полного обеспечения качества и контроля проектирования — Модуль Н1

Для расширения рынков сбыта и удовлетворения потребителей, изготовителям сварочных материалов необходимо выполнять требования законодательной и нормативной базы предполагаемого рынка сбыта.

В соответствии с EN 13479 изготовителю сварочных материалов необходимо разработать, документально подтвердить и постоянно поддерживать собственную систему заводского производственного контроля (ЗВК), чтобы гарантировать, что продукция, предлагаемая на рынок,

соответствует указанным характеристикам. Система ЗБК должна состоять из процедур, регулярных проверок и испытаний и / или оценок и использования результатов при контроле сырья, комплектующих материалов, производственного процесса и продукции. Система ЗБК должна быть разработана с учетом требований EN ISO 9001, EN 12074.

Необходимо также разработать программу и провести первичные испытания показателей сварочных свойств, характеристик по классификации сварочных материалов в соответствии с требованиями стандартов, указанных в разделах 1–5 приведенного выше Перечня сварочных материалов. Виды испытаний и периодичность их проведения должны соответствовать указаниям, приведенным в EN ISO 544, ISO 15792-1, ISO 15792-2, ISO 15792-1, EN 14532-1. Требования к испытаниям сварочных материалов, а также предельно допустимые значения и отклонения должны соответствовать разделу 6 EN 13479.

Экономически целесообразно проводить первичные испытания сварочных материалов с учетом требований EN ISO 15610 и привлечением независимой третьей стороны для одновременного получения Протокола подтверждения технологии сварки (WPQR) согласно требований серии стандартов EN ISO 15614 «Технические условия и аттестация технологии сварки металлических материалов». При этом проводится полный комплекс испытаний с использованием классифицируемой марки сварочных материалов, контрольных сварных соединений через визуальный контроль, радиографический или ультразвуковой, магнитопорошковый или цветную дефектоскопию, поперечное растяжение, поперечный загиб, ударную вязкость, твердость, макроскопическое исследование, при необходимости другие испытания, например, межкристаллитная коррозия.

Результаты перечисленных выше испытаний могут быть использованы для подтверждения соответствия требованиям Технических регламентов, Европейских директив, если сварные конструкции, при сварке которых используются

классифицируемые сварочные материалы, подлежат обязательной маркировке Национальным знаком соответствия или знаком соответствия СС.

Знаки соответствия свидетельствуют, что данная продукция изготовлена в соответствии с действующими Техническими регламентами, Европейскими директивами и отвечает ответственным требованиям относительно безопасности ее эксплуатации и не выявляет негативного влияния на окружающую среду.

Изготовитель или его уполномоченный представитель несет ответственность за нанесение Знака соответствия на сварочном материале или, если это невозможно, он может наноситься на сопроводительной этикетке, упаковке или на сопроводительной документации на соответствующую продукцию.

Ниже приведен пример информации, которая должна быть указана на этикетке, упаковке и/или сопроводительной документации на соответствующую продукцию.

СС	Маркировка соответствия СС, которая состоит из символа «СС», приведенного в Директиве 93/68/ЕЕС
1234	Идентификационный номер уполномоченного органа (если необходимо)
AnyCo Ltd, PO Box 21, B-1050 14	Название или товарный знак Адрес изготовителя Последние две цифры года, в котором была прикреплена маркировка
1234-CPD-00234	Номер сертификата (если необходимо)
EN 13479+EN ISO 2560	Номера Европейских стандартов
Электрод покрытий EN ISO 2560 — E 46 3 1Ni B 54 H5 Опасное вещество «х» < «n» 10 ⁻⁶ (ppm)	Характеристика сварочного материала

В случае декларирования производства сварочных материалов изготовитель оформляет декларацию, образец которой приведен в новой редакции стандарта EN 13479.

Поступила в редакцию 05.05.2014

ВЛИЯНИЕ ЗЕРНОВОГО СОСТАВА ШИХТЫ НА РЕОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И СТРУКТУРУ НАПОРНОГО ПОТОКА ОБМАЗОЧНЫХ МАСС ДЛЯ НИЗКОВОДОРОДНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ

А. Е. МАРЧЕНКО

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

В ходе исследований обмазочной массы низководородных электродов УОНИ-13/55, выполненных с помощью капиллярного вискозиметра, установлено, что их реологические показатели и структура в состоянии напорных потоков существенно зависят от зернового состава материалов покрытия. С точки зрения минимизации энергетических затрат, необходимых для экструзионного нанесения обмазок на стержни, в шихте должно содержаться 50 % мелкой фракции. Отклонение ее доли в большую или меньшую сторону от указанного оптимума существенно повышает энергетические затраты на опрессовку электродов. Обмазки с крупно- и мелкозернистым наполнителем не идентичны друг другу по структуре. Это подтверждает характер изменения степени диссипативного разогрева обмазки, величины естественного конвергентного угла в заходной зоне, а также форма деформационных (экструзионных) кривых при увеличении скорости течения. Профиль потока обмазок с крупнозернистым наполнителем с повышением скорости напорной струи расширяется. У потока обмазок с мелкозернистым наполнителем он остается почти таким же узким, как и при скоростях течения ползучести. Результаты анализа формы экструзионных кривых $P = f(t)$ свидетельствуют о том, что напорное течение обмазки с крупнозернистым наполнителем осуществляется по вязкостному механизму. Обмазки с избытком мелкозернистого наполнителя более структурированы, поскольку в этих случаях наряду с заполнением междузерновых пустот жидкостекольное связующее должно покрыть значительно более развитую поверхность зерен. Возрастает их молекулярное взаимодействие и прочность образованной ими структуры, которая разрушается при деформации, сопровождаемая специфическими эффектами нестационарности потока. Библиогр. 8, табл. 2, рис. 8.

Ключевые слова: сварочные электроды низководородного типа, разнотолщинность покрытия, реология обмазочных масс, вязкость и показатели упругости обмазочных масс

Введение. Зерновой состав материалов покрытия существенно влияет на консистенцию и технологические свойства электродных обмазочных масс. Это подтверждают и опубликованные нами в [1, 2] результаты исследований вязкости обмазочной массы УОНИ-13/55. Ее оценивали как потери напора при нагнетании обмазки из расходного цилиндра вискозиметра в круглый насадок диаметром 5 и длиной 50 мм при постоянном расходе $Q = 5 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$ (средний градиент скорости сдвига 100 с^{-1}). Порошки для сухой шихты составляли из предварительно высеянных фракций материалов так, чтобы получить для каждого из них непрерывные укладки частиц с двумя заранее выбранными показателями дисперсности и полидисперсности. Затем набирали подготовленные таким образом порошки в соотношениях, предусмотренных математическим планом эксперимента так, чтобы зерновой состав шихты изменялся в пределах, которые могут встретиться в практике электродного производства: объемную долю частиц в шихте, мельче 0,063 мм, варьировали в пределах от 5 до 95 об. %, при этом ее удельная поверхность изменялась от 3000 до 12000 $\text{см}^2 \cdot \text{г}^{-1}$.

В результате зерновые составы одной части образцов шихты получились с непрерывной, а другой — с выборочной укладкой частиц. По этой причине выявлено множество зерновых составов, обеспечивающих минимальную для данной серии опытов потерю напора, значение которой изменяется при переходе от одной серии составов к другой. В то же время даже небольшие отклонения зернового состава смеси влево или вправо от каждого оптимального зернового состава сопровождаются резким, как правило, почти симметричным возрастанием вязкости обмазки. И только у серий, относящихся к области крупно- и мелкозернистых композиций, отклонение зернового состава от оптимума сопровождается несимметричным повышением вязкости обмазки. Другими словами, одинаковое повышение доли мелкозернистой фракции в шихте по сравнению с оптимумом в первом случае сопровождается намного меньшим увеличением вязкости обмазки, чем во втором [2]. Причина этого явления не установлена.

В работе [3] исследованы жидкостекольные композиции порошков мрамора с аналогичным по ширине диапазоном зерновых составов (про-

ход через сетку 0063 изменялся в пределах 0 до 94 мас. %, а удельная поверхность — от 1500 до 11500 см²/г. В этой серии опытов зерновые составы порошков характеризовались тремя уровнями крупности и ширины распределения частиц по размерам, и все укладки частиц были непрерывными. При содержании 30 % жидкого стекла с модулем (М) 3,2 и вязкостью 670 мПа·с композиции по консистенции соответствовали реальным обмазочным массам. В качестве измерительного инструмента использованы круглые насадки с диаметром/длиной 4/20 мм при $Q = 1 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$ или 8/60 мм при $Q = 5 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$ (средний градиент скорости сдвига 40 и 25 с⁻¹ соответственно).

В этой серии опытов выявлен один относительно широкий минимум вязкости, который приходится на 30...60 % подситовой фракции в шихте. В изученном диапазоне скоростей потока положение минимума неизменно. Однако скорость течения заметно влияет на вязкость крайних (наиболее крупно- и мелкозернистых) образцов мрамора. При этом одно и то же уменьшение градиента скорости сдвига с 40 до 25 с⁻¹ сопровождается повышением вязкости суспензий с крупнозернистым наполнителем и понижением ее у суспензий с мелкозернистым наполнителем. Можно предположить, что такие суспензии, характеризующиеся примерно одинаковой порозностью (свободным межзерненным пространством) наполнителя, обладают в то же время разной структурой.

В общем полученные в указанных выше работах результаты достаточно хорошо объясняются с позиций гидродинамической теории вязкости, основанной на сопоставлении фактической плотности упаковки частиц наполнителя Φ , с предельно допустимой их концентрацией Φ_m , при достижении которой суспензия теряет способность к течению. Вследствие понижения порозности, свойственной моносиперному наполнителю, благодаря заполнению пустот более мелкими частицами, значительная доля связующего становится кинетически свободной жидкостью. За счет этого облегчается сдвиговое перемещение зерен друг относительно друга, т. е. понижается вязкость суспензии.

Целью настоящей работы является исследование влияния зернового состава шихты на реологические характеристики и структуру напорного потока обмазочных масс для низководородных электродов при скоростях течения, соответствующих реальным условиям опрессовки электродов на производственных электрообмазочных прессах.

Методика исследований. Исследовали реологические характеристики опытной обмазки со

Таблица 1. Характеристики шихты и обмазочной массы

Обозначение обмазочной массы	Доля мелкой фракции, %	Удельная поверхность шихты, см ² /г	Предельно допустимая концентрация Φ_m	Пластическая прочность P_m , МПа
ГС-1	26,0	2250	0,720	0,13
ГС-2	36,0	3900	0,800	0,10
ГС-3	43,0	4900	0,815	0,12
ГС-4	47,0	5850	0,815	0,13
ГС-5	56,0	8100	0,750	0,22
ГС-6	65,0	9250	0,705	0,28

следующим вещественным составом сухой шихты (мас. %): 51,0 мрамора, 18,0 плавиковошпатового концентрата, 5,0 кварцевого песка, 3,0 синтетической слюды, 2,0 ферромарганца, 13,0 гранулированного ферросилиция (15 % Si) и 8,0 ферротитана. Зерновой состав шихты регулировали, изменяя соотношения массовых долей предварительно высеянных фракций порошков мрамора, плавикового шпата и кварцевого песка. Порошки ферросплавов и синтетической слюды АНС-1 использовали с постоянным зерновым составом. Общую долю мелкой фракции в шихте изменяли в пределах от 25 до 65 мас. %, при этом соотношение фракций менялось так, как показано на рис. 1. Зерновой состав смеси с наиболее плотной упаковкой зерен, который соответствует правилу Фурнаса, находится в промежутке между кривыми ГС-4 и ГС-5. Фактические показатели удельной поверхности шихты и плотности их случайных упаковок, а также пластической прочности обмазок приведены в табл. 1.

Обмазочные массы готовили в интенсивном противоточном смесителе. Использовали Na-K жидкое стекло с модулем 2,9, плотностью 1495 кг/м³ и вязкостью 1000 мПа·с. Массовая доля жидкого стекла в обмазке составляет 25 %.

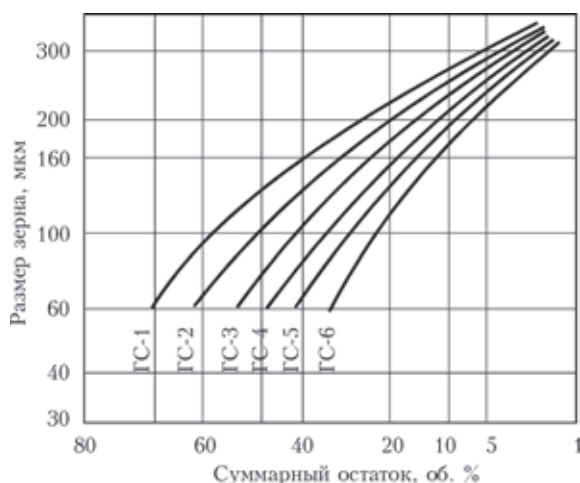


Рис. 1. Зерновые составы сухих шихтовых смесей, использованных для приготовления электродных обмазочных масс

Исследования выполнены на капиллярном вискозиметре модели ОБ 1435, представляющем собой плунжерный экструдер [2, 4] с электромеханическим приводом и диаметром рабочего цилиндра 30 мм. Изменяя ступенчато маршевую скорость штока, секундный расход обмачочных масс Q регулировали в пределах от 1 до 25 см³·с⁻¹.

Использование при таких расходах круглых насадок («капилляры») с плоским входом и диаметром d_k от 1 до 6 мм позволяло регулировать средний градиент скорости сдвига на гладкой стенке канала в пределах от 10 до 65000 с⁻¹.

Напряжение сдвига на стенке канала τ рассчитывали по формуле $Pd_k/4L$, где $L = 10d_k$ — длина канала; $P = (P_c - P_0)$ — перепад давления на этой длине; P_0 — потери напора на входе в насадок (определяли, пропуская обмазку через круглое отверстие диаметром d_k в центре стального диска толщиной 1 мм); P_c — общие потери напора перед входом в насадок и на его длине.

Постоянством соотношения L/d_k поддерживалась одинаковая степень тиксотропного разрушения (восстановления) коагуляционной структуры обмачочных масс при всех диаметрах насадков. Продолжительность экструдирования обмазки колебалась в зависимости от скорости потока в пределах 5...15 с, а величины P_c и P_0 регистрировали в момент остановки штока. Капилляры не термостатированы. Выборочно контролировалась температура поверхности струи термопарой, зачеканенной в корпус капилляра диаметром 4 мм и

длиной 56 мм, при $Q = 1$ см³·с⁻¹. ТермоЭДС регистрировали потенциометром КСП-4. Эксперименты выполнены с участием канд. техн. наук М. Ф. Гнатенко и инженера В. С. Ворошило.

Эффективную сдвиговую вязкость обмачочной массы в состоянии напорного потока рассчитывали по формуле $\eta = \tau/\dot{\gamma}$, а продольную вязкость λ — по формуле из работ [5, 6]

$$\lambda = \frac{9(n_0 + 1)^2}{32\eta} \left(\frac{P_0}{\dot{\gamma}} \right)^2, \quad (1)$$

где $n_0 = d(\lg P_0)/d(\lg \dot{\gamma})$ — индекс течения обмачочной массы в конвергентной зоне, который находили по углу наклона реограмм $P_0 = f(\dot{\gamma})$, представленных в логарифмических координатах, к оси градиентов скорости сдвига. Использовали также аналогичный по смыслу индекс сдвигового течения обмачочной массы сквозь цилиндрический канал $n_k = d(\lg \tau)/d(\lg \dot{\gamma})$. Оба индекса характеризуют отношение энергий активации вязкого течения материала соответственно при $\dot{\gamma} = \text{const}$ и $\tau = \text{const}$. Как правило, $n_k < n_0$.

О структуре потока обмачочной массы судили по значению угла естественной конвергенции α_0 , который соответствует равенству сдвигающей и растягивающей компонент усилия, преодолевающего сопротивление указанной зоны [6].

Для тех материалов, у которых продольная вязкость понижается интенсивнее, чем сдвиговая, угол α_0 уменьшается по мере увеличения скоро-

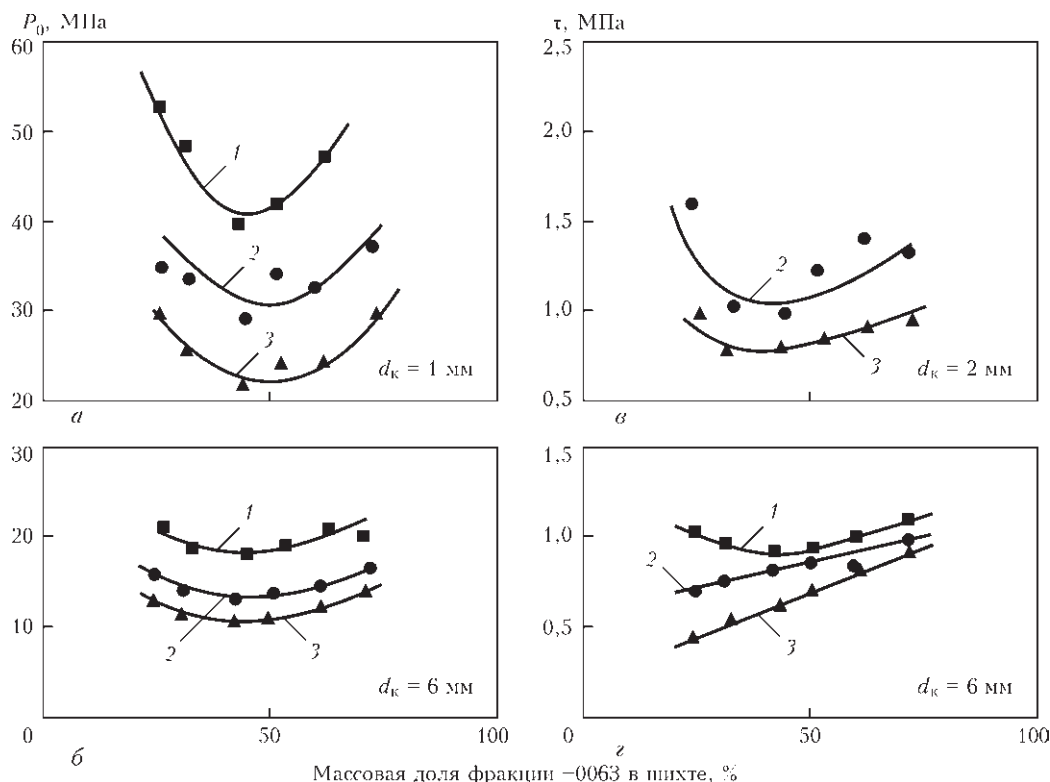


Рис. 2. Влияние доли мелкой фракции в шихте на потери давления на входе (а, б) и напряжение сдвига на стенке капилляра (в, з): 1 — $Q = 25,5$ см³·с⁻¹; 2 — 5,3; 3 — 1,0

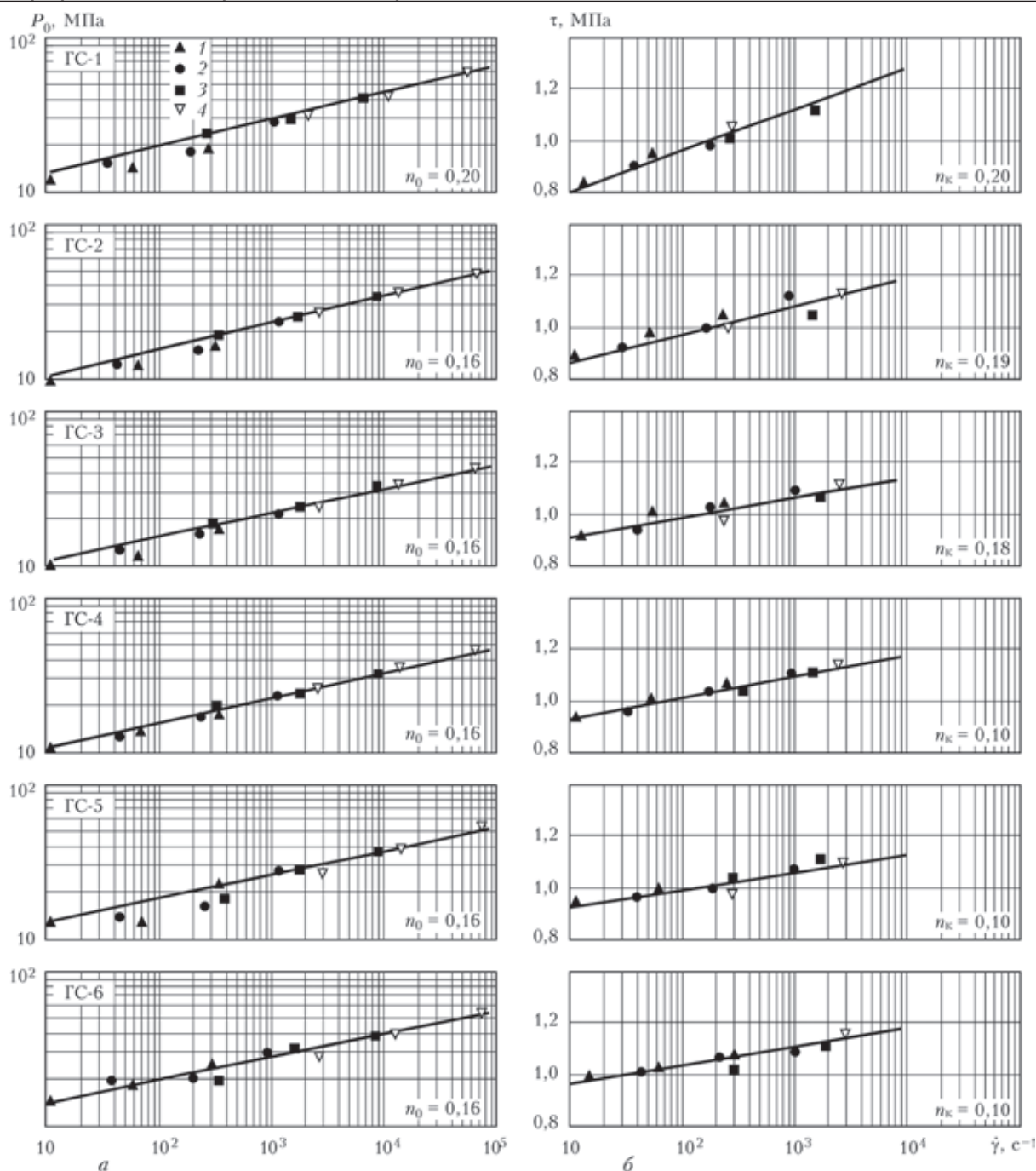


Рис. 3. Зависимость градиента скорости сдвига на сопротивление входа (а) и напряжение сдвига на стенке капилляра (б) от доли мелкой фракции в обмазочной массе: 1 — $d_k = 6$ мм; 2 — 4; 3 — 2; 4 — 1

сти течения. Конвергентная зона таких материалов приобретает лейкообразную форму [1, 2, 4, 5].

Для определения среднего напряжения растяжения обмазочной массы использовали формулу

$$(\sigma_E)_{cp} = \frac{3}{8}(n_0 + 1)P_0, \quad (2)$$

а градиент скорости растяжения вычисляли по формуле

$$\dot{\epsilon} = \frac{(\sigma_E)_{cp}}{\lambda}. \quad (3)$$

Угол естественной конвергенции при входе обмазочной массы в формирующий цилиндрический насадок рассчитывали по формуле

$$\operatorname{tg} \alpha_0 = \left(\frac{2\eta}{\lambda} \right)^{1/2}. \quad (4)$$

Результаты исследований и их обсуждение. Вывявленные в ходе проведенных экспериментов зависимости входowych сопротивлений P_0 и напряжений сдвига на стенке цилиндрического насадка τ , полученные при использовании насадков с крайними сечениями каналов, от доли мелкой фракции в шихте, а также зависимость их от градиента скорости сдвига на стенке канала показаны на рис. 2, 3. Видно, что зерновой состав шихты, изменяясь даже в пределах столь узких границ, существенно влияет на реологические характери-

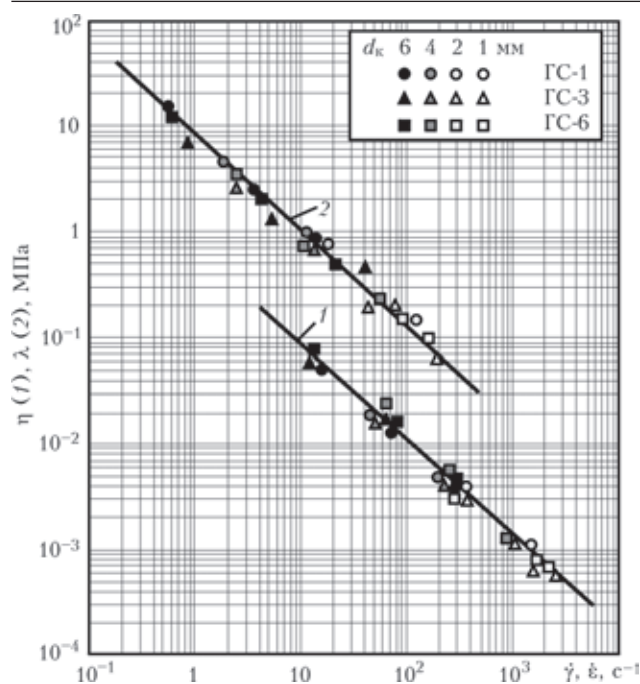


Рис. 4. Зависимость сдвиговой (1) и продольной (2) вязкости электродных обмазочных масс с разным зерновым составом шихты от среднего градиента скорости сдвига $\dot{\gamma}$ и растяжения $\dot{\epsilon}$

стики обмазочных масс. Особенно, если речь идет о сопротивлениях потоку обмазки в конвергентной зоне. Как и ожидалось, величина P_0 изменяется в зависимости от доли мелкой фракции в шихте по экстремальному закону, существенно возрастающая по мере ее отклонения в большую и в меньшую сторону от 50 % как от оптимального значения. Чем меньше сечение выпускного отверстия и чем больше объемный расход обмазочной массы, тем сильнее реагирует обмазка на изменение зернового состава шихты, преодолевая сопротивление входа в формирующий цилиндрический канал. Тем не менее лишь самая мелкозернистая из них (65 % мелкой фракции в шихте) не прошла сквозь диафрагму диаметром 1 мм при $Q = 25,5 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$. Остальные обмазки прошли сквозь эту и другие диафрагмы при всех объемных скоростях истечения.

Значительно сложнее ведут себя обмазки в цилиндрических насадках. Во-первых, при $Q = 25,5 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$ ни одна из обмазок не преодолела сопротивление насадков с диаметрами канала 1 и 2 мм. Часть обмазок прошла сквозь насадки диаметром 2 мм, если расход не превышал $5,1 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$. Насадок с диаметром канала 6 мм прошел сквозь все обмазки при всех расходах и зерновых составах шихты. Во-вторых, экстремальное изменение напряжения сдвига на стенке насадка в зависимости от доли мелкой фракции в шихте выражено в меньшей мере, чем у сопротивлений входа. При использовании же насадков с диаметром каналов 4 и 6 мм экстремальная зависимость τ от доли мелкой фракции в шихте вырождается в режимах

течения с расходами 1 и $5,1 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$ в монотонно возрастающую. Исходя только из положений гидродинамической теории вязкости, эти особенности не могут быть объяснены.

Важно отметить, что все обмазки ведут себя как материалы с ярко выраженными неньютоновскими свойствами. Об этом свидетельствуют значения индексов течения, которые существенно меньше единицы: в конвергентной зоне $n_0 = 0,16$ независимо от зернового состава шихты; в капилляре n_k монотонно понижается от 0,20 до 0,10 по мере возрастания доли мелкой фракции в шихте. Следовательно, неньютоновская природа обмазочных масс проявляется заметнее.

Изменение зернового состава шихты отражается на структуре потока как в заходной зоне, так и в цилиндрическом насадке. Приведенные ниже результаты показывают, что с увеличением доли мелкой фракции в шихте изменяются значения и продольной, и сдвиговой вязкости, а вместе с ними и конвергентный угол в заходной зоне, который, как следует из (4), определяется их соотношением. При этом в насадке должна усилиться тенденция к пробковому характеру течения обмазочной массы (индекс течения уменьшается) из-за чего сдвиг все больше концентрируется в пристеночном слое.

На рис. 4 приведены результаты расчетов сдвиговой и продольной вязкости исследуемых обмазочных масс в зависимости от градиента скорости сдвига и растяжения соответственно. Видно, что η и λ уменьшаются по мере увеличения скоростей деформаций. Этим подтверждается структурированность электродных обмазочных масс и тиксотропное разрушение их коагуляционной структуры при увеличении $\dot{\gamma}$ и $\dot{\epsilon}$. Видно также, что в логарифмической метаморфозе экспериментальные точки хорошо укладываются на прямые линии, обобщающие интересующие нас зависимости. Сами прямые $\eta = f(\dot{\gamma})$ и $\lambda = f(\dot{\epsilon})$ почти взаимно параллельны и лишь смещены друг относительно друга по шкалам соответственно градиентов скорости сдвига и растяжения. Создается впечатление, что зерновой состав шихты мало влияет на соотношение значений сдвиговой и продольной вязкостей (а, значит, на профиль потока обмазки в заходной зоне).

На самом деле, близкий к параллельному друг другу ход реограмм $\eta = f(\dot{\gamma})$ и $\lambda = f(\dot{\epsilon})$ в логарифмических координатах вовсе не означает постоянство соотношения вязкостей λ/η . Это выявлено следующим образом. Сначала в логарифмическом масштабе раскрыли взаимосвязь сдвиговой и продольной вязкости обмазочных масс для каждого зернового состава смеси. Примеры таких зависимостей для трех зерновых составов с крайними и

Таблица 2. Результаты оценки температурной обстановки в зоне течения обмазок при диаметре насадка 4 мм

Расход обмазки, см ³ ·с ⁻¹	Градиент скорости сдвига, с ⁻¹	Температура струи, °С		
		ГС-1	ГС-4	ГС-6
1	11,8	34	37	37
5,1	203,0	58	54	53
25,5	1015,0	76	91	77

средней долей мелкой фракции в шихте показаны на рис. 5. Затем оценили наклон прямых $\lg \lambda / \lg \eta$ к оси абсцисс. С увеличением доли фракции -0063 в шихте он сначала уменьшается, а после достижения минимального значения — возрастает (рис. 6). В связи с этим значение конвергентного угла α_0 неоднозначно реагирует на изменение зернового состава шихты и режимов течения обмазочной массы. Из рис. 7 следует, что при низких и средних градиентах скорости сдвига угол конвергенции тоже изменяется в зависимости от доли мелкой фракции в шихте по экстремальному закону (ход ее антибатен зависимости P_0 от доли тонких фракций в шихте, а максимум приходится на 50 % мелкой фракции).

В этом случае мелко- и крупнозернистый наполнитель провоцирует узкие профили потока обмазок, следствием чего может быть опережающий выток его внутренних слоев по сравнению с внешними слоями. Обычно узкие профили потока провоцируют пульсирование и закручивание струи, т. е. положение таких потоков в принципе не может быть стабильно ориентировано в пространстве. Использование же шихт с промежуточной зернистостью, обладающих, как правило, и наиболее широким распределением зерен по размерам, способствует образованию при низких скоростях течения более рассредоточенного и, следует полагать, более стабильно ориентированного потока в пространстве.

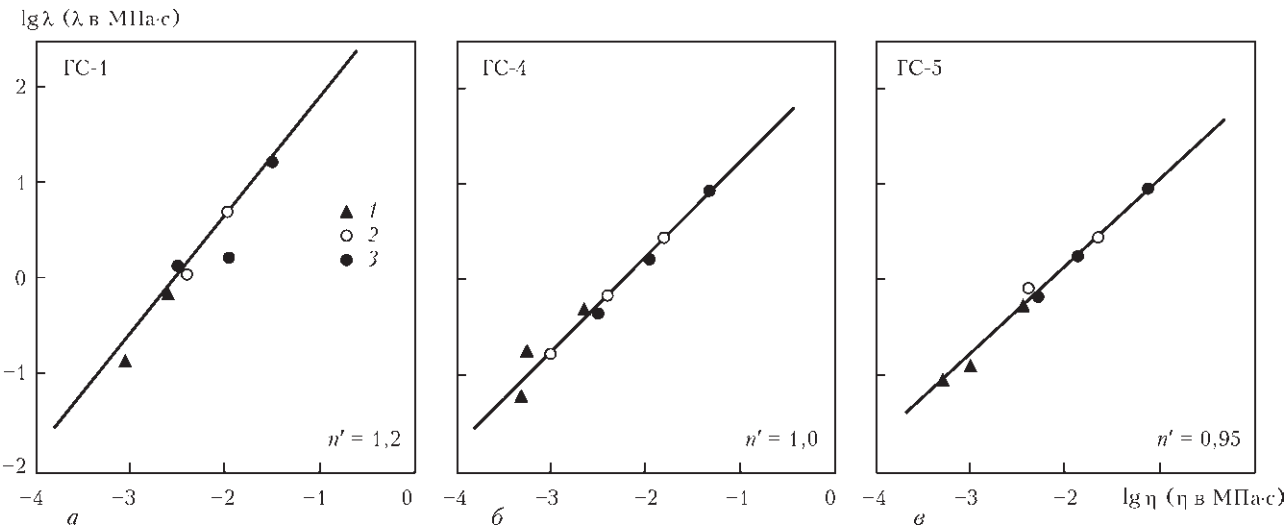


Рис. 5. Взаимосвязь продольной (λ) и сдвиговой (η) вязкости электродных обмазочных масс с разным зерновым составом шихты (а-в): 1 — $d_k = 6$ мм; 2 — 4; 3 — 2

$$n' = \lg (\lambda) / \lg (\eta)$$

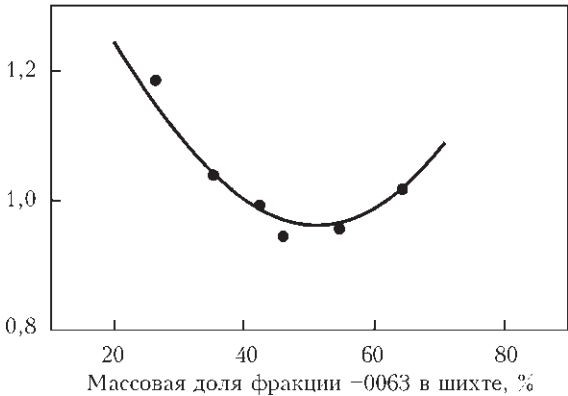


Рис. 6. Влияние зернового состава шихты на соотношение продольной и сдвиговой вязкостей электродных обмазочных масс серии ГС

С увеличением градиента скорости сдвига максимумы на кривых постепенно сглаживаются и при градиентах $(1 \dots 2) \cdot 10^3$ с⁻¹, которые ожидаются при скоростях истечения обмазки в реальных условиях опрессовки электродов, указанные зависимости становятся монотонными. При этом обмазки с крупнозернистым наполнителем, у которых доля мелкой фракции составляет 20...25 мас. %, образуют более широкие профили потока. Поток с таким профилем должен стабильнее ориентироваться в пространстве. В нем опережающее истечение материала в ядре, а следовательно, возникновение периферийных застойных зон менее вероятно.

Обмазки со средне- и особенно мелкозернистым наполнителем (у которых доля фракции -0063 составляет 40 и 60...65 мас. % соответственно) при этих режимах течения почти сохраняют начальный профиль напорных потоков. Причины таких изменений могут быть связаны как с неизотермическими условиями течения, так и с различной структурой сравниваемых обмазочных масс.

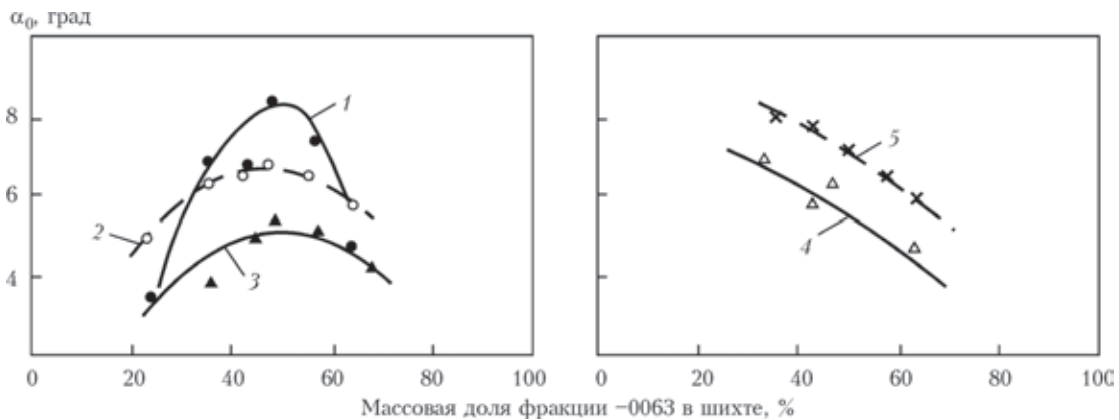


Рис. 7. Влияние зернового состава шихты и скорости течения обмазочной массы на значение естественного конвергентного угла ее напорного потока в предкапиллярной зоне: 1 — $\dot{\gamma} = 118 \text{ с}^{-1}$; 2 — 203; 3 — 318; 4 — 1015; 5 — 2550

Из табл. 2 видно, что диссипативный разогрев их в режиме течения ползучести ($Q = 1 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$) незначителен (до $34 \dots 37 \text{ }^\circ\text{C}$) и одинаков для всех. Он вряд ли может повлиять на вязкостные характеристики обмазок и не позволяет судить об их структурных особенностях. С увеличением градиента скорости сдвига обмазки разогреваются до более высокой температуры, наиболее интенсивно обмазка ГС-4. Поскольку доля кинетически свободного жидкого стекла в межзеренном пространстве у этой обмазки наибольшая, она менее структурирована, чем обмазки ГС-1 и ГС-6. Диссипативный разогрев ее не вуалируется энергетическими затратами на разрушение структуры, и это является причиной столь резкого повышения температуры. Следующая по степени структурированности обмазка ГС-1 с крупнозернистым наполнителем. Она разогревается до температуры $76 \text{ }^\circ\text{C}$, но с несколько более высоким промежуточным темпом по сравнению с обмазкой ГС-4. Обмазка ГС-6 выходит на тот же уровень температуры с наименьшей промежуточной скоростью. Следовательно, у нее следует ожидать наибольший уровень структурированности.

Выше показано, что изменение функции $\alpha_0 = f(-0063)$ этих же обмазок также демонстрирует неоднозначную реакцию на увеличение скорости сдвига, что говорит в пользу высказанного ранее предположения о том, что мы имеем дело с материалами с разными реологическими структурами.

В этом также можно убедиться, сравнив конфигурацию приведенных на рис. 8 экструзионных (деформационных) $P = f(t)$ кривых, полученных при исследовании различных обмазочных масс. Указанные кривые описывают изменение давления с момента пуска вискозиметра, включая выход на максимум, последующий спад, вызванный истечением обмазки, разрушением ее структуры и релаксацией накопленных напряжений, вплоть до установления давления, соответствующего стационарному истечению обмазки.

При этом следует учитывать, что при постоянном секундном расходе обмазки Q скорость ее деформации в ходе экструзии возрастет по мере уменьшения диаметра капилляра. Конфигурация указанных кривых свидетельствует о том, что сопоставляемые друг с другом обмазки должны отличаться между собой соотношением вязкости и упругости, накопленной в процессе экструдирования [7].

Как следует из рис. 8, б, обмазка ГС-4 характеризуется постоянной крутизной фронта нарастания давления во времени, независимо от скорости деформации. Она, единственная из трех, оказалась способной преодолеть сопротивление капилляра диаметром 1 мм при $Q = 25,5 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$. Исходя из положений теории вязкоупругости, это свидетельствует о низкой способности материала накапливать упругие напряжения в ходе предстационарной стадии напорного течения.

У обмазок ГС-1 и ГС-6 с избытком крупно- и мелкозернистого наполнителя фронт нарастания давления после начала деформирования тем круче, чем выше скорость экструзии. Следовательно, с возрастанием скорости экструзии они интенсивнее накапливают упругие напряжения и уменьшают долю полезной энергии, которая расходуется на экструдирование обмазки.

Течению обмазок сопутствует релаксация напряжений. Чем выше заданная скорость деформации, тем в большей степени, после начала деформирования, нарастает давление, обгоняя скорость релаксации напряжений. Именно это усиливает накопление упругих деформаций. У обмазки ГС-6 с мелкозернистым наполнителем этот процесс выражен в большей мере, о чем свидетельствует почти прямолинейный фронт нарастания давления, с одной стороны, и острая форма пика давления в максимуме, с другой. Обмазка ГС-1 менее структурирована, поэтому на подходе к пику восходящая ветвь экструзионной кривой заметно отклоняется.

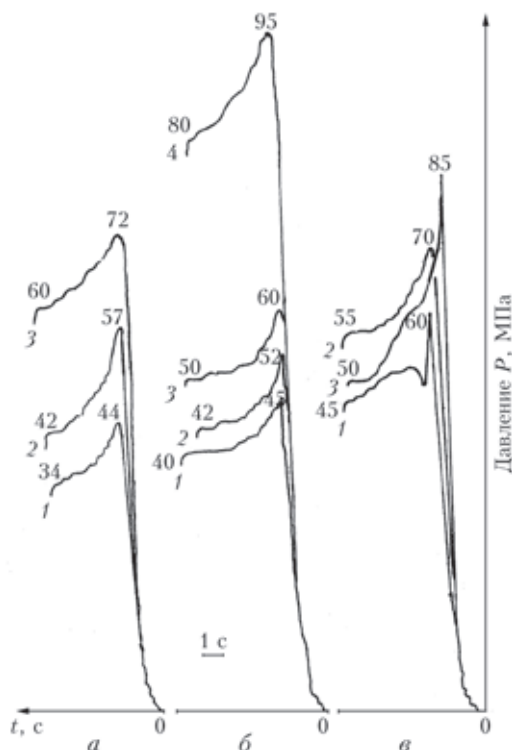


Рис 8. Кривые экструзии обмазочных масс ГС-1 (а), ГС-4 (б), ГС-6 (в) с разным количеством мелкой фракции в шихте, проходящей сквозь капилляры диаметром 6 (1), 4 (2), 2 (3) и 1 (4) мм при $Q = 1 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$

няется от прямой линии, что вызвано накладкой вязкого течения на упругое деформирование.

После прохождения максимума релаксация накопленных напряжений у сравниваемых обмазок происходит по-разному. У обмазки ГС-6, экструдированной на малых скоростях (рис. 8, в, кривая 1), релаксация мгновенных упругих напряжений провоцирует короткий, но резкий провал давления. После провала оно частично восстанавливается, а затем продолжает плавно понижаться вплоть до наступления стационарного течения. При средней скорости экструзии (рис. 8, в, кривая 2) давление в максимуме сглажено, структурная ветвь понижается без промежуточного спада. Уровень давления в состоянии стационарного течения выше, чем на предыдущей кривой. При наибольшей скорости течения (рис. 8, в, кривая 3) структурная ветвь кривой вслед за острым максимумом понижается столь интенсивно, что опускается ниже, чем у аналогичной кривой, зарегистрированной при промежуточной скорости экструзии. Именно такую аномалию деформационных кривых обычно связывают с высокой структурированностью коагуляционных дисперсий. У обмазок ГС-1 и ГС-4 такой аномалии не наблюдалось.

Большая степень структурированности обмазки ГС-6 по сравнению с обмазкой ГС-1 объясняется следующим образом. При увеличении доли мелкой фракции в шихте сверх оптимального значения возрастает не только доля межзеренных пу-

стот (а следовательно, уменьшается количество кинетически свободной связки из жидкого стекла), но и удельная поверхность частиц, которую должно покрыть связующее. Тем самым система как бы переводится в состояние с большим объемным наполнением, т. е. с более высокой концентрацией контактирующих друг с другом твердых частиц. Вследствие указанных факторов толщина межзеренной пленки уменьшится, а молекулярное взаимодействие частиц наполнителя, наиболее интенсивное в точках их соприкосновения, существенно возрастет. Это подтверждается повышением прочности коагуляционной структуры P_m (см. табл. 1).

Результаты наших экспериментов согласуются с выполненными в работе [8] расчетами, которые показывают, что положение минимума вязкости суспензий с мультимодальным наполнителем все больше отклоняется в сторону меньшей концентрации крупных фракций в наполнителе по сравнению с той, которой обеспечивается самой плотной для данного зернового состава упаковкой частиц.

Подобного эффекта можно достигнуть, если вязкое жидкое стекло заменить низковязким, уменьшив при этом в разумных пределах его долю в обмазочной массе. В этом случае релаксация упругости обмазки ГС-6 не компенсируется демпфирующей способностью низковязкого жидкого стекла и может спровоцировать пульсацию ее потока в режиме течения ползучести или разного рода иррегулярные эффекты при режимах течения, превышающих по скорости деформацию ползучести. И то и другое может, в частности, стать причиной разнотолщинности покрытия.

Пульсирование потоков обмазок ГС-1 и ГС-4, в наполнителе которых имеется меньше мелких фракций, в этом случае не наблюдалось.

Выводы

1. Исследованы реологические характеристики электродных обмазочных масс в зависимости от зернового состава шихты. Долю мелкой фракции в шихте изменяли в пределах, близких к предписаным в технологической документации границам (40...60 % частиц мельче 0,063 мм). Выявлено, что с точки зрения минимизации энергетических затрат, необходимых для экструзионного нанесения обмазок на стержни, в шихте должно содержаться 50 % мелкой фракции. Отклонение ее доли в большую или меньшую сторону от указанного оптимума, даже в столь узких пределах, существенно повышает энергетические затраты на опрессовку электродов, особенно на скоростях, которые используют в реальных условиях их изготовления.

2. С позиций гидродинамической теории такая зависимость объясняется повышением вязкости обмазочных масс, вызванным увеличением свободного объема пустот между зернами наполнителя, который с определенным избытком должен быть заполнен жидким стеклом, прежде чем обмазка приобретает способность к напорному течению. Заполнение мелкими частицами пустот между крупными зернами наполнителя вытесняет из них жидкое стекло, превращая его в кинетически свободную жидкость. Это и приводит к уменьшению вязкости обмазки.

3. Обмазки, содержащие в избытке крупные или мелкие фракции по сравнению с установленным оптимумом, не идентичны друг другу по структуре. Об этом свидетельствуют характер изменения температуры обмазки, величины конвергентного угла, который образуется в заходной зоне, а также формы экструзионных кривых при увеличении скорости деформации. Профиль потока обмазок с крупнозернистым наполнителем с увеличением скорости напорной струи расширяется, и это способствует его стабилизации в пространстве и времени. У потока обмазок с мелкозернистым наполнителем он остается почти таким же узким, как и при скоростях течения ползучести, что с технологической точки зрения является неблагоприятным моментом.

4. Результаты анализа формы экструзионных кривых $P = f(t)$ свидетельствуют о том, что напорное течение обмазки с равными долями крупно- и мелкозернистого наполнителя осуществляется по вязкостному механизму с наименьшими энергетическими затратами. Течение обмазки с избытком крупнозернистого наполнителя тоже осуществляется по вязкостному механизму, но с большей вязкостью, так как часто стекло идет на заполнение пустот. Их вязкость выше, чем обмазок с равными долями крупно- и мелкозернистого наполнителя, поскольку часть жидкого стекла расходуется на заполнение межзеренных пустот наполнителя, объем которых в этом случае больше, так как нет необходимого количества мелких частиц для их заполнения. Обмазки с избытком мелкозернистого наполнителя более структурированы, поскольку наряду с заполнением межзеренных пустот жидкостекольное связующее должно покрыть значи-

тельно более развитую поверхность мелких зерен. Возрастает молекулярное взаимодействие зерен наполнителя и прочность образованной ими структуры, которая легко разрушается при сдвиговой деформации, сопровождаясь специфическими эффектами нестационарности потока.

5. При рассмотрении особенностей напорных течений электродных обмазочных масс на высоких скоростях деформирования наряду с положениями гидродинамической теории вязкости высококонцентрированных дисперсных систем следует учитывать особенности образованных ими коагуляционных структур и их реакции на изменение скорости деформирования.

1. Разработка технологии производства низковольтных электродов / А. Е. Марченко, И. К. Походня, Н. В. Скорина и др. // Свароч. пр-во. – 1994. – № 5. – С. 14–18.
2. Марченко А. Е. О реологических методах оценки технологических свойств электродных обмазочных масс // Информ. материалы СЭВ. Координац. центр по пробл. «Развитие научных основ и разработка новых технологических процессов сварки, наплавки и термической резки различных материалов и сплавов для получения сварных конструкций и создания эффективных сварочных материалов и оборудования...»». – Киев: Наук. думка, 1978. – Вып. 1. – С. 121–128.
3. Марченко А. Е. Исследование концентрированных суспензий мрамора в жидком стекле как реологической модели электродных обмазочных масс // Сб. докл. VII Междунар. науч.-практ. конф. «Сварочные материалы. Дуговая сварка. Материалы и качество», г. Краснодар, пос. Агой, 17–21 июня 2013. – Краснодар, 2013. – С. 98–115.
4. Марченко А. Е., Гнатенко М. Ф. Особенности течения электродных обмазочных масс, обнаруженных капиллярным пластометром // Информ. материалы СЭВ. Координац. центр по пробл. «Развитие научных основ и разработка новых технологических процессов сварки, наплавки и термической резки различных материалов и сплавов для получения сварных конструкций и создания эффективных сварочных материалов и оборудования...»». – Киев: Наук. думка, 1980. – Вып. 1. – С. 106–117.
5. Марченко А. Е. О реологических свойствах электродных обмазочных масс в конвергентной зоне при опрессовке электродов // Сб. докл. VI Междунар. конф. по свароч. материалам «Сварочные материалы. Разработка. Технология. Производство. Качество. Конкурентоспособность», Краснодар, 6–9 июня 2011 г. – Краснодар, 2011. – С. 223–232.
6. Cogswell F. N. Converging flow of polymer melts in extrusion dies // Polym. Eng. and Sci. – 1972. – 12, № 2. – P. 64–70.
7. Белкин И. М., Виноградов Г. В., Леонов А. И. Ротационные приборы. Измерение вязкости и физико-механических характеристик материалов. – М.: Машиностроение, 1967. – 272 с.
8. Мошев В. В. Вязкостные закономерности высоконаполненных полимеров // Реология (полимеры и нефть): Труды Всесоюз. школы по реологии, 1977. – Новосибирск: Ин-т теплофизики СО АН СССР, 1977. – С. 53–64.

Поступила в редакцию 23.04.2014

УЛУЧШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И СВАРОЧНЫХ СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОДОВ ДЛЯ СВАРКИ И НАПЛАВКИ ОЛОВЯННЫХ БРОНЗ

Т. Б. МАЙДАНЧУК, Н. В. СКОРИНА

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

Приведены результаты исследования влияния различных видов щелочносиликатного связующего на технологичность изготовления и сварочные свойства покрытых электродов для сварки и наплавки оловянных бронз. В исследованиях использованы как стандартные (натриевые, калиевые и смешанные), так и опытные – литийсодержащие жидкие стекла. По разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона методике определены пластические свойства электродной обмазочной массы и оценены прочность и гигроскопичность покрытий электрода. Также проведены исследования сварочно-технологических и санитарно-гигиенических свойств опытных электродов. В результате выбран оптимальный вид жидкого стекла, наиболее пригодный для изготовления покрытых электродов для сварки и наплавки оловянных бронз. Библиогр. 8, табл. 4, рис. 5.

Ключевые слова: оловянная бронза, наплавка, покрытые электроды, жидкое стекло, технологичность изготовления

В настоящее время оловянные бронзы находят широкое применение в узлах и парах трения машин и механизмов, работающих в условиях повышенного износа при различных режимах эксплуатации, чему в значительной степени способствует благоприятное сочетание их физических и технологических свойств. Для экономии этого дорогого цветного металла применяют различные сварочные процессы. Наиболее простым и дешевым способом является ручная дуговая сварка (наплавка) покрытыми электродами. В Украине отсутствует производство покрытых электродов для сварки и наплавки, для исправления брака литья оловянных бронз, а стоимость зарубежных электродов высока, поэтому в ИЭС им. Е. О. Патона были разработаны электроды марки АНБО [1, 2].

Покрытие имеет специфический состав, связанный с наличием в нем химически активных по отношению к связующему (жидкому стеклу) составляющих солей натрия (гексафторсиликата, гексафторалюмината и фторида), а также нетрадиционных металлических составляющих (оловянный, медно-фосфористый порошки). В связи с этим требуется проведение исследований и выбора оптимального вида щелочносиликатного связующего, свойства которого в значительной степени определяют технологию изготовления, качество и служебные свойства электродов.

Для исследования были подготовлены стандартные (натриевые, калиевые и смешанные на-

Таблица 1. Физико-химические параметры жидких стекол, используемых при испытаниях

Тип	Плотность ρ , г/см ³	Вязкость, $\eta + 20^\circ\text{C}$, МПа·с	Химический состав, мас. %				Модуль
			SiO ₂	Li ₂ O	Na ₂ O	K ₂ O	
Na	1,430	392	29,03	-	8,83	2,15	2,93
Na-K	1,435	606	28,80	-	6,94	4,56	2,99
K-Na	1,428	304	27,85	-	4,00	8,79	2,94
K	1,415	260	26,92	-	0,03	13,78	3,05
Na-Li	1,396	526	30,19	2,69	0,99	5,17	2,73
K-Li	1,421	554	27,93	1,42	0,94	10,67	2,65
Li	1,258	287	25,08	3,19	-	-	3,91

триевые и калиевые) и опытные — литийсодержащие жидкие стекла, которые придают уникальные свойства некоторым типам электродов [3]. Их физико-химические характеристики приведены в табл. 1.

Испытания включали определение пластических свойств электродных обмазочных масс, оценку прочности и гигроскопичности покрытий электродов, проверку сварочно-технологических свойств, определение санитарно-гигиенических свойств электродов.

Пластичность обмазочных масс. Пластические свойства обмазочных масс оценивали с помощью методик и приборов, разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона [4–6]. Текучесть обмазочной массы определяли с помощью капиллярного вискозиметра ОБ1435 путем ее экструзии и через фильеру диаметром 4 мм и длиной 40 мм при минимальном (1 см³/с) и максимальном (10 см³/с) объемных расходах. При этом фиксировали давление P_z и характер экструзии обмазочной массы. Прочность (твердость) сырой обмазочной массы

Таблица 2. Пластические свойства обмазочных масс

Тип стекла	Доза стекла, %	Пластическая прочность $P_m \cdot 10^{-5}$, Па	Давление экструзии P_3 , МПа, при расходе Q , см ³ /с	
			1	10
Na	28,0	5,8	17,0	25,0
Na-K	28,0	3,45	17,5	24,5
K-Na	28,2	16,7	17,0	25,0
K	28,0	18,0	18,5	23,0
Na-Li	28,0	~0,4	9,0	16,0
K-Li	28,0	~0,4	9,0	15,0
Li	29,0	63,2	13,5	18,5

оценивали по значению пластической прочности P_m , измеряемой на коническом автопластометре ОБ2059. Более пластичной считается обмазочная масса, которая при одинаковой текучести имеет более высокие значения пластической прочности или при равноценной пластической прочности характеризуется более низкими давлениями экструзии.

Кроме того, по характеру и величине давления экструзии проверяли сохранность пластического состояния обмазочной массы во времени (до 3 ч), необходимой для ее переработки.

Результаты оценки пластичности обмазочных масс, изготовленных с использованием различных связующих, показаны в табл. 2 и рис. 1.

Как следует из данных, связующие влияют на пластичность электродных обмазочных масс. Обмазочные массы, приготовленные на четырех стандартных натриево-калиевых жидких стеклах, характеризуются плавной и стабильной экструзией как при минимальных, так и при максимальных расходах при практически одинаковых давле-

ниях экструзии (соответственно 17,0...18,5 МПа при $Q = 1$ см³/с и 23...25 МПа при $Q = 10$ см³/с). Однако наблюдается существенное отличие в прочностных свойствах обмазочных масс. Наиболее высокая пластическая прочность обмазочной массы достигается при использовании калиевого и калиево-натриевого жидких стекол; наименьшее значение пластической прочности у обмазочных масс, изготовленных на натриевых и натриево-калиевых связующих. Аналогичное явление наблюдается в обмазочных массах электродов, предназначенных для сварки сталей, и объясняется различиями в размерах и степени гидратации катионов калия и натрия.

По сравнению с натриево-калиевыми связующими чисто литиевое жидкое стекло обеспечивает наиболее благоприятное сочетание прочностных и экструзионных свойств обмазочных масс (пластическая прочность достигает $63 \cdot 10^5$ Па при более низких давлениях экструзии).

Смеси литиево-натриевых и литиево-калиевых жидких стекол при равноценной их дозе образуют менее консистентные обмазочные массы (низкие пластическая прочность и давление экструзии), что, вероятно, связано с меньшим модулем указанных силикатов.

Обмазочные массы, изготовленные на исследованных натриево-калиевых связующих, не твердеют во времени (рис. 2). Давление экструзии практически не изменяется на протяжении двух часов. Литийсодержащие жидкие стекла неоднозначно изменяют консистенцию обмазочных масс при хранении. Так, у обмазочной массы, изготовленной на чисто литиевом связующем, вследствие взаимодействия с содержащимися в обмазочной массе фторидами, наблюдается заметное «разжижение» во времени — давление экструзии за три часа хранения понижается на 40 %. При применении калиево-литиевого жидкого стекла обмазочная масса за контролируемое время незначитель-

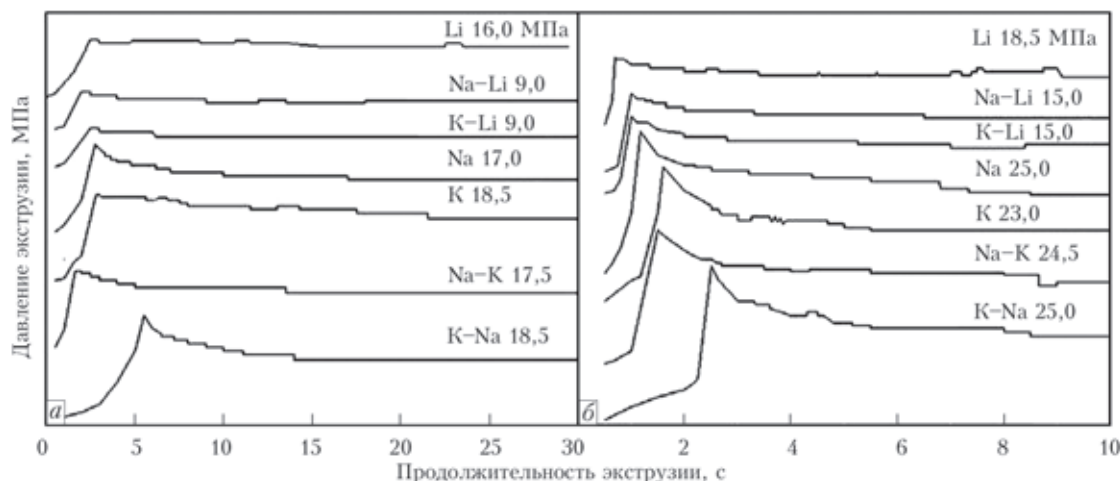


Рис. 1. Кривые экструзии обмазочной массы электродов АНБО, приготовленных на разных видах связующих: а — $Q = 1$ см³/с; б — 10

но изменяет свою консистенцию. В то же время применение натриево-литиевого жидкого стекла вызывает твердение обмазочной массы. При этом давление экструзии в течение трех часов возрастает на 50 %, что свидетельствует о протекании химических реакций в обмазочной массе.

Прочность обмазочной массы. Механическую прочность покрытия оценивали по прочности на изгиб прокаленных при различных температурах цилиндрических образцов обмазочной массы диаметром 4 мм, которые были получены экструзией на капиллярном вискозиметре ОБ1453. Определение прочности осуществлялось методом трехточечного изгиба на специальной приставке, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона, к коническому автопластомеру. Результаты опытов приведены на рис. 3.

Из полученных данных следует, что прочность обмазочных масс электродов для сварки оловянистых бронз зависит от вида связующего и температуры прокаливания образцов. Как и в случае текучести обмазочных масс прочность на изгиб обмазочных масс, изготовленных из натриево-калиевых жидких стекол, в целом между собой отличается незначительно во всем диапазоне изученных температур прокаливания. При этом прочность снижается по мере повышения температуры прокаливания. Некоторое отличие наблюдается только при использовании калиевого связующего — прочность обмазочной массы несколько ниже при наименьшей температуре прокаливания (200 °С) и наибольшая при максимальной температуре (400 °С). В диапазоне температур 300...350 °С, характерных для термообработки электродов для сварки бронз, прочность обмазочной массы практически равноценна для всех натриево-калиевых связующих.

Натрий-литиевые и калий-литиевые связующие обеспечивают одинаковый уровень прочности обмазочной массы, несколько более низкий по сравнению с натрий-калиевым жидким стеклом (рис. 3, б).

Литиевое связующее ведет себя отлично от других исследованных связующих. Обмазочная масса на этом связующем характеризуется весьма низким уровнем прочности по мере повышения температуры прокаливания, чего не происходит при использовании других связующих.

Гигроскопичность покрытий электродов. Поглощение атмосферной влаги электродными покрытиями отрицательно влияет на качество электродов и сварочных швов. Основной причиной гигроскопичности покрытий является сухой остаток связующего в покрытии — щелочного силиката, определяемый его химическим составом и характеристиками. Гигроскопичность оценива-

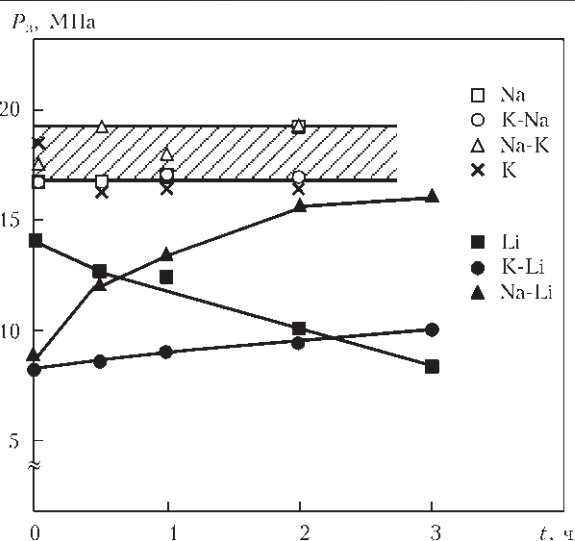


Рис. 2. Изменение давления экструзии $P_э$ обмазочной массы электродов АНБО, изготовленной на разных связующих во времени ($Q = 1 \text{ см}^3/\text{с}$, фильера диаметром 4,0/40)

ли по кинетике сорбции влаги покрытием прокаленных в камерной печи при температуре 300 °С в гидростате электродов с относительной влажностью 84 % при комнатной температуре. Выполняли два цикла испытаний — при кратковременной (8 ч) и длительной (2 недели) экспозиции. Результаты приведены на рис. 4.

Видно, что вид связующего существенно влияет на гигросорбционную стойкость покрытий

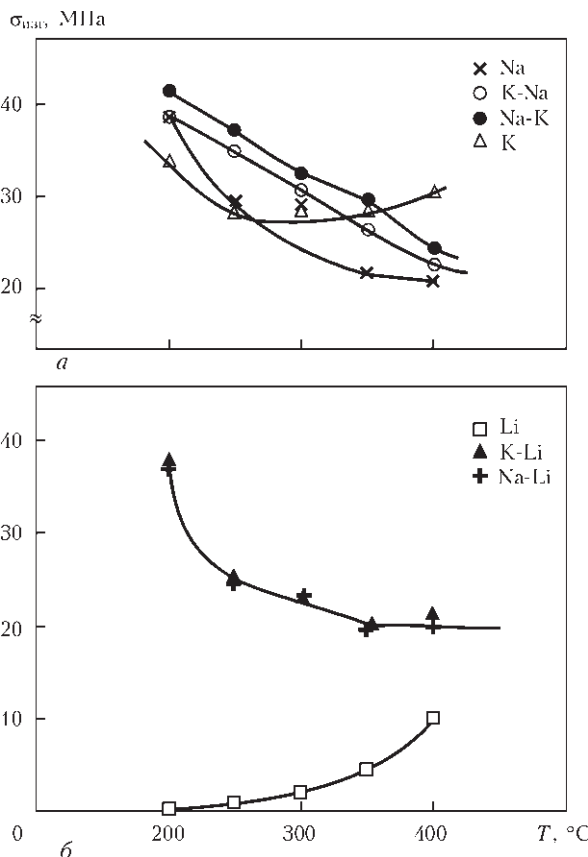


Рис. 3. Зависимости прочности на изгиб $\sigma_{изг}$ от температуры прокаливания обмазочной массы электродов АНБО, изготовленных на разных типах связующего

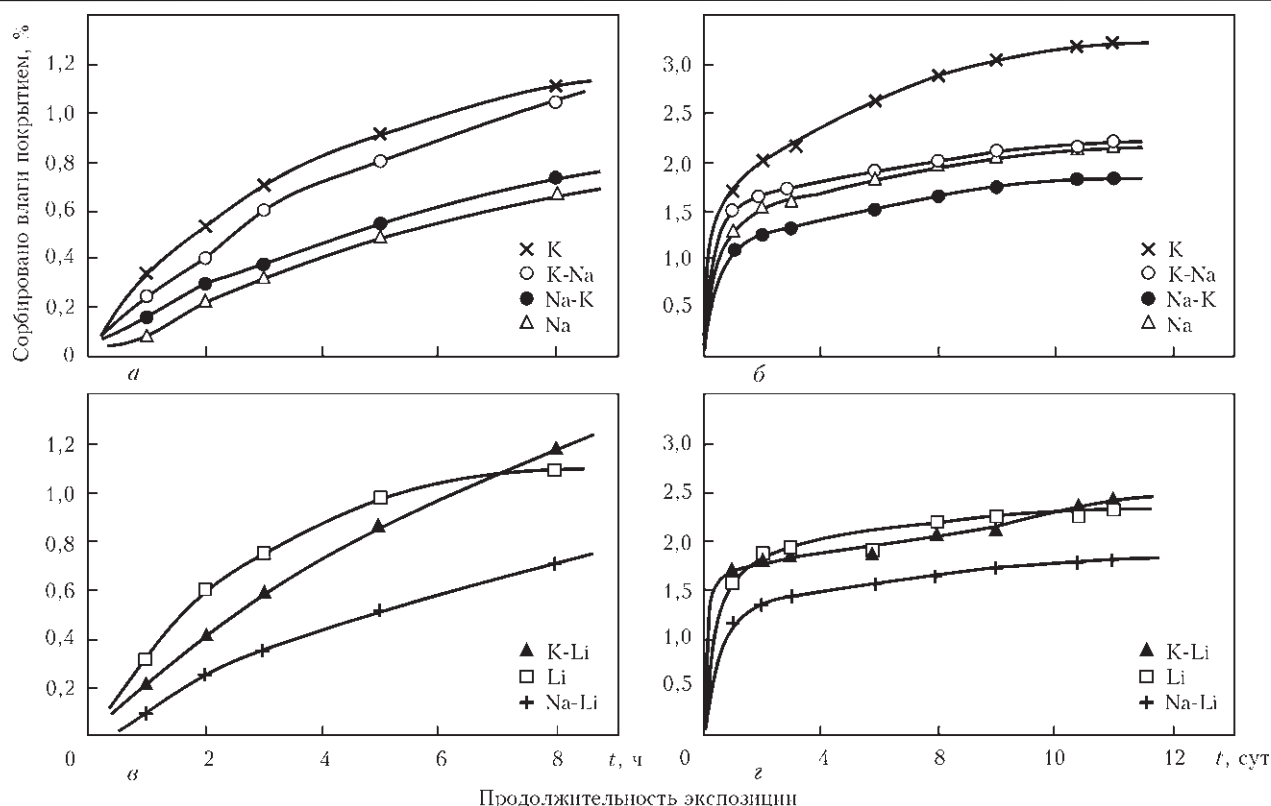


Рис. 4. Кинетика сорбции влаги покрытием электродов АНБО диаметром 4 мм, изготовленных с использованием разных типов связующих: натриево-калиевых (а, б) и литийсодержащих (в, г) при кратковременной (а, в) и длительной (б, г) экспозиции (относительная влажность 84 %, температура 20...23 °С)

электродов для сварки бронзы. При этом закономерности поглощения влаги покрытиями, изготовленными на натриево-калиевых связующих, аналогичны покрытиям электродов для сварки сталей. Наибольшую гигросорбционную стойкость имеют покрытия на натриевом и натриево-калиевом связующих, наименьшую — на калиевом и калиево-натриевом связующем. Уровень поглощения влаги покрытием достаточно высок: за 8 ч покрытия поглощают 0,6...0,8 % влаги при использовании натриевого и натриево-калиевого связующих и около 1,1 % для калиевого и калиево-натриевого связующих; за 14 сут поглощение влаги для всех связующих достигает от 1,8 до 3,3 % (рис. 4, а, б).

Литийсодержащие связующие в покрытиях электродов для сварки бронзы проявляют противоположный покрытиям электродов для сварки сталей эффект. Наблюдается усиление гигроскопичности покрытия до уровня, близкого к покрытиям на калиевом и калиево-натриевых силикатах (рис. 4, в, г). При этом наиболее высоким уровнем сорбции влаги характеризуется покрытие на чистом литиевом силикате. Такое влияние вероятно связано со взаимодействием литийсодержащих связующих с находящимися в шихте фтористыми соединениями натрия в процессе приготовления обмазочных масс. В результате катион лития из жидкого стекла связывается в практически нерас-

творимый фторид лития, а натрий замещает литий в силикате.

Сварочно-технологические свойства электродов. Оценку сварочно-технологических свойств электродов проводили по методике балльного ранжирования [7, 8] процесса сварки и формирования сварного шва. При этом были внесены некоторые изменения из-за специфических требований к использованию электродов АНБО. Для сравнения в качестве контрольных использовали электроды производства АО «Спецэлектрод» ОЗБ-2М и немецкие UTP-32.

Стабильность горения дуги оценивали с использованием автоматизированного комплекса диагностики и контроля параметров сварочных процессов с последующей программной обработкой результатов исследований. Результаты исследований приведены в табл. 3.

Анализ сварочно-технологических свойств показал, что при наплавке исследуемыми электродами за исключением ОЗБ-2М наблюдается хорошее возбуждение дуги, при этом можно увидеть, что показатели эластичности дуги наиболее высокие у электродов UTP-32, что, возможно, связано с большим коэффициентом массы покрытия в сравнении с электродами ОЗБ-2М и АНБО, изготовленных с использованием разного вида стекла. Равномерное распределение пиковых значений напряжения и тока при исследовании всех элект-

Таблица 3. Сварочно-технологические свойства покрытых электродов

Тип электрода	Возбуждение дуги	Качество формирования шва	Стабильность горения дуги	Эластичность дуги	Кроющее свойство шлака	Отделимость шлака	Характер плавления покрытия	Разбрызгивание металла шва	Дефекты в наплавленном металле	Суммарное количество баллов
ОЗБ-2М	3	2	4	3	2	2	1	4	3	24
Na	5	4	4	4	3	3	4	4	5	36
K	5	4	4	3	3	3	5	5	2	34
K–Na	5	4	5	4	3	3	4	5	5	38
Na–K	4	5	5	4	3	3	4	5	5	38
K–Li	5	4	5	3	3	3	3	5	3	34
Na–Li	5	4	5	3	3	3	4	5	5	37
Li	5	4	5	4	3	3	4	5	5	38
УТР-32	5	3	5	5	5	4	5	3	5	40

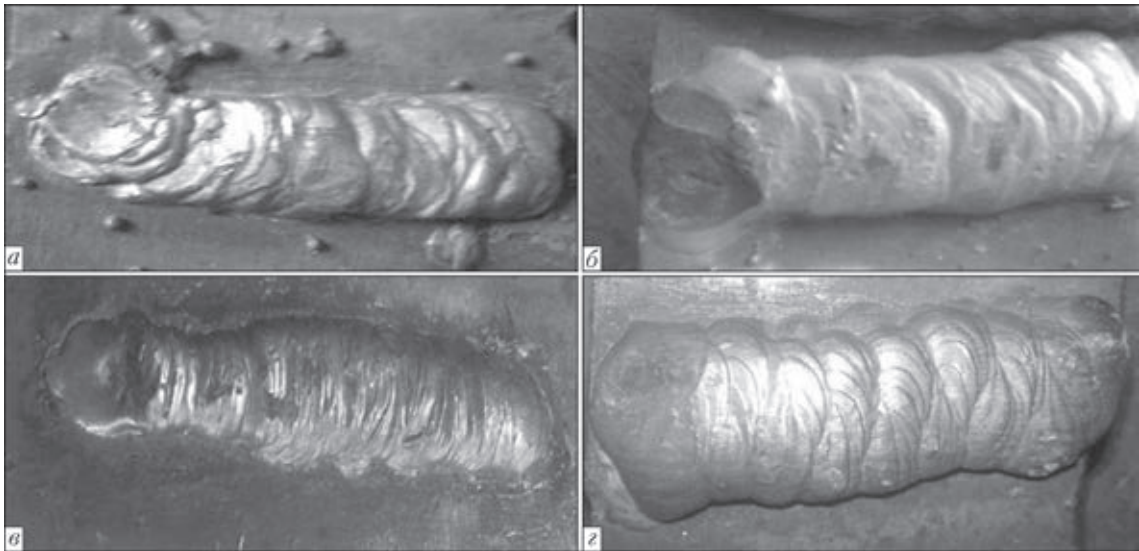


Рис. 5. Внешний вид наплавленного металла: а — УТР-32, однослойная наплавка; б — УТР-32, трехслойная наплавка; в — электрод на Na–К стекле, однослойная наплавка; г — трехслойная наплавка электродом, изготовленном на Na–К стекле

родов свидетельствуют о высокой стабильности горения дуги. Несмотря на то, что кроющие свойства электродов УТР-32 наилучшие, при этом наблюдается большое разбрызгивание и поверхность валика крупночешуйчатая, особенно при наплавке первого слоя на сталь (рис. 5). Визуальный контроль валиков и поперечных макрошлифов поры выявили при использовании электродов марки ОЗБ-2М, электродов, изготовленных на К и К–Li стеклах. Исходя из этого, по сварочно-технологическим свойствам наилучшими электродами являются УТР-32, а также электроды, изготовленные на Li, Na–К и К–Na жидких стеклах.

Санитарно-гигиенические характеристики электродов. Санитарно-гигиенические характеристики электродов оценивали по интенсивности образования V_a и удельному выделению G_a твердой составляющей сварочного аэрозоля (ТССА). Определение интенсивности образования и удель-

ного выделения ТССА проводили гравиметрическим методом. Полученные результаты представлены в табл. 4.

Видно, что наиболее низкие уровни выделения ТССА достигаются при сварке электродами, изготовленными с применением натрий-литиевых стекол ($V_a = 0,393$ г/мин, $G_a = 8,71$ г/кг);. Близкие к ним по выделению ТССА электроды,

Таблица 4. Санитарно-гигиенические характеристики электродов для сварки бронз (диаметром 4 мм, $I_{св} = 120...130$ А, $U_d = 23...25$ В)

Связующее	Интенсивность образования ТССА, V_a , г/мин	Удельное выделение ТССА, G_a , г/кг
Натриевое	0,461	10,2
Натриево-калиевое	0,404	9,13
Калий-натриевое	0,435	10,0
Калиевое	0,493	11,29
Натрий-литиевое	0,393	8,71
Калий-литиевое	0,484	11,35
Литиевое	0,414	9,23

изготовленные на натриево-калиевом и литиевом связующих. Наиболее благоприятными по санитарно-гигиеническим показателям являются электроды на калиевом и калиево-литиевом связующих. Так, например, интенсивность образования и удельные выделения у электродов, изготовленных на калиевом связующем, соответственно на 22,0 и 23,6 % выше, чем у электродов на натриево-калиевом стекле. Электроды, изготовленные на калиево-натриевом и натриевом связующих, по санитарно-гигиеническим свойствам занимают промежуточные положения между двумя крайними группами электродов.

Выводы

По методике, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона, были исследованы стандартные натриевые, калиевые и смешанные натриево-калиевые и опытные литийсодержащие жидкие стекла, используемые при изготовлении электродов для сварки и наплавки оловянных бронз.

Как показали комплексные исследования свойств опытных электродов, наилучшие результаты по технологичности изготовления и сварочно-технологическим свойствам обеспечивает натрий-калиевое жидкое связующее.

1. *Выбор шлакообразующей основы покрытия электродов для дуговой сварки и наплавки литейных оловянных бронз* / В. М. Илюшенко, В. А. Аношин, В. Н. Скорина, Т. Б. Майданчук // Сварка и родственные технологии: Материалы VII науч.-техн. конф. молодых ученых и специалистов. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 22-24 мая 2013 г. – 155 с.
2. *Разработка электродных материалов для сварки и наплавки сложнотермостойких бронз* / В. М. Илюшенко, В. А. Аношин, А. Н. Бондаренко и др. // Сварка и родственные технологии – настоящее и будущее: Сб. тез. студ. докл. Междунар. конф. (25–26 ноябр. 2013 г.). – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2013. – С. 72–73.
3. *Свойства литийсодержащих жидких стекол для производства сварочных электродов* / Н. В. Скорина, М. О. Кисилев, А. П. Пальцевич, О. Г. Левченко // Сб. докл. IV Междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ. – Краснодар, 2011. – С. 75–82.
4. *Сравнительная оценка технологических свойств обмазочных масс Руен, Витоша и УОНИ-13, полученная с помощью капиллярного и конического пластометров* / А. Е. Марченко, М. Ф. Гнатенко, А. И. Чалыков и др. Информ. материалы СЭВ. – Киев: Наук. думка, 1983. – Вып. 1/23. – С. 69–74.
5. *Автопластометр* / В. А. Соколов, В. П. Сотченко, А. Е. Марченко, Н. В. Скорина. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1981. – С. 1–4.
6. *Марченко А. Е., Шкурко С. А.* Исследование электродных масс методом капиллярного пластометра // Свароч. пр-во. – 1975. – № 5. – С. 11–13.
7. *РД 03-613-03.* Порядок применения сварочных материалов при изготовлении, монтаже, ремонте и реконструкции технических устройств для опасных производственных объектов, 2006. – Введ. 19.06.2003 г. – 31 с.
8. *Еришов А. В., Еришов А. А.* Сварочно-технологические свойства сварочных электродов, используемых для сварки строительных металлических конструкций // Сварка и диагностика. – 2013. – № 3. – С. 56–60.

Поступила в редакцию 15.04.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

СТЫКОВАЯ СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ.

– Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2011. – 132 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.



Сборник включает 24 статьи, опубликованные в журнале «Автоматическая сварка» за период 2005-2010 гг., по проблемам контактной стыковой сварки оплавлением и другим способам сварки давлением. Разделы сборника посвящены разработке технологии и оборудования для контактной сварки рельсов, стальных труб, арматуры и проката из высокопрочного алюминия. Рассматриваются также технологии прессовой сварки магнитоуправляемой дугой и сварки трением. Авторами статей являются известные в Украине и за рубежом ученые и специалисты в области сварки давлением. Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов и аспирантов, занимающихся проблемами сварки давлением сталей, алюминиевых и титановых сплавов, интерметаллидов и других материалов.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

РАЗНОТОЛЩИННОСТЬ ЭЛЕКТРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ КАК СЛЕДСТВИЕ ЭЛАСТИЧЕСКОЙ ТУРБУЛЕНТНОСТИ ОБМАЗОЧНЫХ МАСС В СОСТОЯНИИ НЕИЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПОРНОГО ПОТОКА

А. Е. МАРЧЕНКО

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

Обобщены и проанализированы результаты выполненных в ИЭС им. Е. О. Патона исследований технологических свойств обмазочных масс, ответственных за появление разнотолщинности электродных покрытий. Исследования проведены с применением капиллярного вискозиметра постоянных расходов – реометра с электромеханическим приводом, в котором можно воспроизвести условия экструзионного нанесения обмазок на электродные прутки, характерные для промышленных электрообмазочных прессов. Так, удельное давление на обмазку в состоянии стационарного течения достигает 60-75 МПа, средний градиент скорости сдвига ступенчато регулируется в пределах от 1,0 до $5,0 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$, а для отдельных видов обмазки — до $65 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$. Исследовали обмазки для рутиловых, низководородных и целлюлозных электродов, отличающиеся широким диапазоном показателей консистенции. Наряду со сдвиговой и продольной вязкостью оценивали диапазон изменения величины их модуля сдвиговой упругости, периода релаксации, критерия эластической турбулентности Рейнольдса, упругого потенциала и обратимой (упругой) деформации. Полученные результаты проанализированы с позиций существующей феноменологической теории эластической турбулентности полимерных материалов, сочетающих в себе вязкие и упругие свойства. В течение многих лет она с успехом используется в реологии расплавов и растворов высокомолекулярных соединений для решения технологических проблем их экструзионной переработки. Проанализированы варианты эластической турбулентности, выявленные в капиллярной и предкапиллярной зоне. Показана качественная связь этого явления с появлением и характером проявления разнотолщинности покрытия при реальном экструзионном нанесении обмазки на электродные прутки. Библиогр. 24, табл. 4, рис. 9.

Ключевые слова: дуговая сварка, покрытые электроды, разнотолщинность покрытий, обмазочные массы, вязкость, модуль упругости, эластическая турбулентность

Введение. Из многих показателей ГОСТ 9466–75, по которым заказчик в первую очередь оценивает качество изготовления электродов, одним из самых важных является соосность оболочки покрытия и стержня [1, 2]. Разнотолщинность покрытия препятствует осуществлению нормального процесса сварки, а также приводит к ухудшению качества и механических свойств сварных швов. Уже при предельно допускаемой стандартом, т. е. не превышающей 5 % диаметра стержня, а тем более при сверхнормативной разнотолщинности покрытия на торце плавящегося электрода образуется односторонний «козырек», из-за чего нарушается газовая и шлаковая защита расплавленного металла от воздуха при сварке, а также формирование металла шва. Это приводит к неблагоприятным изменениям химического состава, ухудшению механических свойств, образованию пор и других дефектов шва [3–5].

Из-за множества факторов, под влиянием которых, как считают, возникает разнотолщинность покрытия (вид, доля и зерновой состав составляющих, технологические характеристики обмазок, качество стержней, состояние оборудования, ква-

лификация и уровень исполнительской дисциплины персонала, изготавливающего электроды [6]) на протяжении многих лет не удавалось выяснить истинные причины и закономерности ее возникновения. И это ограничивало возможности надежного прогнозирования качества электродов по этому показателю.

Обмазка наносится на стальные прутки путем экструзии. Так следует называть этот процесс, поскольку формоизменению с целью превращения обмазки в концентричную кольцевую оболочку вокруг стержня предшествует ее всестороннее сжатие в головке электродообмазочного пресса. Это ключевая операция в технологии производства сварочных электродов, в пределах которой, собственно, и возникает разнотолщинность покрытия.

Опыт, приобретенный в других технологических процессах, экструзионным методом перерабатывающих пастообразные, в том числе и наполненные материалы, по консистенции подобные электродным обмазочным массам, показывает, что нарушение их стабильного и равномерного вытока из формирующего инструмента определяется следующими основными причинами [7]:

- ♦ проскальзыванием потока у стенок формирующего инструмента;
- ♦ разрушением упругих жидкостей под действием огромных напряжений;
- ♦ упругой гидродинамической неустойчивостью, сопровождающейся возникновением нарастающих возмущений (ее называют эластической турбулентностью);
- ♦ структурной неустойчивостью, обусловленной аномалией вязкости (проявляющейся, в частности, в виде ее понижения под влиянием увеличения градиента скорости и температуры).

Исследования реологических свойств электродных обмазочных масс, в течение ряда лет выполнявшиеся в ИЭС им Е. О. Патона, показывают, что главной причиной появления разнотолщинности покрытия следует считать их эластическую турбулентность. Остальные могут усиливать ее, а разрушение потока под влиянием огромных напряжений может встретиться крайне редко.

Упругая гидродинамическая неустойчивость возникает в обмазочных массах, сочетающих в себе вязкие и упругие свойства, соотношение между которыми изменяется в ходе их экструзионной переработки. Избыток упругости может вызвать регулярные (колебательные) или иррегулярные возмущения в потоке. Вязкость выступает в качестве демпфирующей составляющей реологической системы, т. е. подавляет упругую составляющую. При равенстве вязкости и модуля упругости наступает потеря устойчивого течения обмазочной массы. Местом, в котором это происходит, может стать поверхность калибрующей втулки и других участков формирующего инструмента. Время, когда она наступит, зависит от того, когда в результате температурного и/или структурного разрушения коагуляционной структуры вязкость обмазки понижается настолько, что теряет способность погашать пульсации потока, провоцируемые упругими напряжениями. Чем выше упругость по сравнению с вязкостью, тем в большей мере иррегулярное проявление возмущений будет отличаться от регулярной формы. Особенно, если в системе имеется не один, а несколько центров таких возмущений. Цель работы: показать взаимосвязь пластической турбулентности электродных обмазочных масс и разнотолщинности покрытия электродов.

Реологическая модель вязко-упругих материалов и математические формулы их описания. Простейшую одномерную реологическую модель вязко-упругой жидкости, которую мы можем использовать при изучении свойств электродных обмазочных масс, предложил Максвелл [8]. Она представляется в виде пружины (упругое тело Гука), последовательно соединенной с

гидравлическим демпфером (вязкая жидкость Ньютона). Модель раскрывает причину появления и позволяет объяснить процесс релаксации напряжений в вязкоупругом материале при постоянной деформации или напряжении. Подвергнутая деформации, вызванной приложенным к ней постоянным усилием, вязко-упругая жидкость по модели Максвелла должна скачкообразно сформироваться на величину сжатия (растяжения) упругого элемента, а дальше продолжать деформироваться с постоянной скоростью, соответствующей приложенному усилию. Если же эту модель быстро сформировать на заданную величину γ и после фиксации ее на этом уровне наблюдать за изменением силы (или напряжения), пропорциональных заданной деформации, то они будут постепенно уменьшаться (релаксировать) во времени за счет смещения поршня демпфера. Математический закон, описывающий реологическое поведение такой модели имеет вид

$$\dot{\gamma} = \frac{\tau}{\eta} + \frac{1}{G} \dot{\tau}, \quad (1)$$

а процесса релаксации напряжений при постоянной деформации:

$$\tau = \tau_0 e^{(G/\eta)t}. \quad (2)$$

Поскольку, $\lim_{t \rightarrow \infty} \tau = \lim_{t \rightarrow \infty} e^{(G/\eta)t} = 0$, то при постоянной деформации напряжение τ с течением времени экспоненциально стремится к нулю.

Отношение динамической вязкости η к модулю упругости G имеет размерность времени и называется периодом релаксации, $\tau_1 = \theta$. С учетом этого

$$t_1 = \frac{\eta}{G}; \quad \frac{\tau_1}{\tau_0} = e^{(G/\eta)t} = e^{-1} \approx 0,37, \quad (3)$$

а $\tau_1 = 0,37\tau_0$.

Значит, за время θ начальное напряжение уменьшается на 67 %.

Сопоставляя период релаксации θ с продолжительностью t_h внешнего воздействия на материал, можно оценить, как он поведет себя при изменении скорости деформирования.

Чтобы оценить реологическое поведение обмазочной массы при ее напорном течении [9], прежде всего определяют τ , η . Затем, пользуясь формулами, предложенными и апробированными в технологии экструзионной переработки полимерных материалов, рассчитываются такие показатели, как G , θ и упругий потенциал W , которые в совокупности полностью и объективно характеризуют вязко-упругие показатели обмазок.

Имеется 3 метода вычленения падения давления на длине капилляра ΔP , необходимого для вычисления τ и η , из общего сопротивления измерительной ячейки в составе капилляра и предкапиллярной (заходной) зоны. Это — методы Куэтта, Бэгли и запорного диска.

В методе Куэтта, полагая, что сопротивление капилляра течению возрастает пропорционально его длине, для вычисления напряжения сдвига на стенке капилляра используют разницу давлений, зарегистрированных при использовании длинного и короткого капилляров одного и того же диаметра ($\Delta P = P_{\text{дл}} - P_{\text{кор}}$).

В методе Бэгли [10] зависимость перепада давления от относительной длины канала L/R при фиксированной скорости сдвига тоже принимается линейной, а величина ΔP_0 находится путем экстраполяции зависимости $\Delta P = f(L/R)$ к нулевому значению L/R . Экстраполяция той же зависимости на нулевое значение давления дает величину фиктивного удлинения канала n_B , эквивалентного по сопротивлению входным потерям давления. Его называют поправкой Бэгли.

Методы Куэтта и Бэгли не всегда могут быть использованы при реологическом тестировании электродных обмазочных масс, поскольку потери напора при их течении через капилляры не всегда пропорциональны их приведенной длине L/d_k .

С одной стороны, это вызвано накоплением упругих напряжений на начальных участках коротких капилляров, а с другой — чрезмерным диссипативным разогревом струи обмазки в пристенном слое при использовании капилляров слишком большой длины. И то и другое не дает возможности определить наклон прямой $\Delta P = f(L/d_k)$ с точностью, необходимой для вычисления τ . По этой причине, для определения P_0 , мы пользовались запорным диском, а ΔP находили как разность ($P_L - P_0$) при $L = 10d_k = 20R$. Такая методика дала в нашем случае самую высокую точность результатов тестирования.

Вместе с тем, по примеру других авторов, мы использовали подходы Бэгли, чтобы раскрыть реологическую сущность поправки, n_B , а также выделить из нее упругую составляющую, необходимую для расчетов G .

Реологический смысл поправки Бэгли находится путем следующих математических преобразований.

Напряжение сдвига на стенке капилляра по методу Куэтта с учетом принятых нами обозначений (см. примечание к табл. 1) вычисляется по формуле

$$\tau = \frac{PR}{2L} = \frac{P}{2(L/R)} = \frac{P}{2n_C}. \quad (4)$$

С учетом поправки Бэгли выражение для расчета τ из (4) преобразуется к виду

$$\tau = \frac{P}{2(n_C + n_B)}; \quad 2\tau(n_C + n_B) = P; \quad n_B = \frac{P - 2\tau n_C}{2\tau} = \frac{P}{2\tau} - n_C. \quad (5)$$

Когда $L = 0$ (как в случае, когда сопротивление входа находят методом запорного диска), $n_C = 0$, $P = P_0$, $n_B = P_0/2\tau$. Следовательно, поправка Бэгли

представляет собой величину входных сопротивлений, нормированных по напряжению сдвига на стенке капилляра.

В таком виде поправка Бэгли использовалась как база для оценки величины естественного конвективного угла, который образуется в предкапиллярной зоне при экструзионной переработке вязко-упругих материалов [11–13].

Можно показать, что в этом смысле поправка n_B эквивалентна критерию эластической турбулентности Рейнольдса, Re_e , или, как назвал ее раньше Рейнер, — числу Деборы (имя древней прорицательницы) [14, 15].

В общем — это обратимая упругая деформация вязко-упругого материала γ , которую материал претерпевает, находясь под действием деформирующей нагрузки. Выше упоминалось, что ее оценивают как отношение периода релаксации к характерному времени, θ/t_h . Для капиллярного вискозиметра t_h равно величине, обратной градиенту скорости сдвига [14, 15], и, следовательно, $Re_e = \theta \dot{\gamma}$.

Критерий Рейнольдса преобразуется к этому же виду следующим образом

$$Re_e = \frac{\theta R}{UT^2} = \frac{\theta}{(UT^2/R)} = \frac{\theta}{\dot{\gamma} T^2} = \theta \dot{\gamma}. \quad (6)$$

С другой стороны, учитывая, что $\theta = \eta/G$, $G = \tau^2/P_0$, уравнение (6) можно привести к выражению P_0/τ , подтверждая таким образом, что входная поправка Бэгли представляет собой критерий эластической турбулентности Рейнольдса.

Если учесть, как это предложено в работе [16], что n_B в формуле (5) наряду с куэттовской поправкой содержит еще и упругую деформацию S_R , которая входит в формулу закона Гука $\tau = GS_R$, то $n_B = n_C + (S_R/2) = n_C + (1/2G)\tau$. Отсюда следует, что по величине τ и P_0 , найденных путем капиллярных измерений, можно рассчитать модуль упругости сдвига G электродных обмазочных масс.

Действительно, при $n_C = 0$

$$G = \tau/2(n_B) = \tau^2/P_0. \quad (7)$$

По входным сопротивлениям вычисляется упругий потенциал W — отнесенная к секундному расходу упругая энергия, запасаемая обмазочной массой в процессе течения через капилляр: $W = P_0/12$. На выходе из капилляра она высвобождается в виде свободного упругого восстановления струи, которое сопровождается деформацией — увеличением ее диаметра в β раз и длины в β^2 раз. Баланс накопленной и высвободившейся энергии описывается соотношением [8]

$$W = \frac{G}{2}(\beta^4 + 2\beta^2 - 3), \quad (8)$$

а величина деформации, вызванной разбуханием струи, — соотношением

$$\gamma = \sqrt{3(\beta^4 + 2\beta^2 - 3)}. \quad (9)$$

Таблица 1. Сводная таблица формул, использованных для вычисления реологических показателей образочных масс в состоянии напорного течения через капилляр вискозиметра

Показатель вязко упругого материала	Формула
Сдвиговая вязкость, МПа·с	$\eta = \tau / \dot{\gamma}$
Продольная вязкость, МПа·с	$\lambda = \frac{9(n_0 + 1)^2}{32\eta} \left(\frac{P_0}{\dot{\gamma}} \right)^2$
Модуль сдвиговой упругости, МПа	$G = \eta / \theta = P_0 / \tau^2$
Угол естественной конвергенции, град	$\text{tg } \alpha_0 = \sqrt{2\eta / \lambda}$
Характеристическое соотношение Максвелла. Безразмерное время релаксации	$n_B = \theta / t_h = \theta \dot{\gamma} = P_0 / 2\tau = \text{Re}_e$
Упругий потенциал, МПа	$W = \tau^2 / 6G = P_0 / 12$
Обратимая (упругая) деформация	$\gamma = \tau / G = \sqrt{3(\beta^4 + 2\beta^2 - 3)}$

Примечание. τ — напряжение на стенке капилляра, МПа; $\dot{\gamma}$ — средний градиент скорости сдвига, с^{-1} ; n_0 — индекс течения, равен $\lg \tau / \lg \dot{\gamma}$; P_0 — потери напора в заходной зоне, МПа; G — модуль упругости сдвига, МПа; θ — период релаксации, с; α_0 — угол естественной конвергенции, град; γ — обратимая упругая деформация струи; t_h — характеристическое время наблюдения, в капиллярной вискозиметрии $t_h = 1 / \dot{\gamma}$; W — упругий потенциал, удельная упругая энергия, запасаемая образкой при течении через капилляр, в расчете на единицу ее объема (секундный расход, Q); β , β^2 — степень расширения струи образки при выходе из капилляра по диаметру и длине, соответственно, отн. ед.

Для удобства использования полученные формулы сведены в табл. 1.

Электродные образочные массы как пастообразные композиции, обладающие вязкоупругими свойствами. Имеется достаточное количество публикаций, свидетельствующих в пользу того, что электродные образочные массы наряду с вязкостью действительно должны обладать упругими свойствами.

Так, автор работы [17] характеризует пластичность образочной массы такими реологическими коэффициентами, как упругость сдвига и вязкость, а кривую ее течения представляет в переменных «давление, P — секундный расход, Q ». От классической реограммы Бингама, описывающей пластично-вязкое тело, впоследствии названное его именем, она при низких расходах от-

личается мощным всплеском давления, который при $Q_{\text{крит}} \approx 1 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$ плавно переходит в прямую, слегка наклоненную к оси расходов. Причину появления максимума не были объяснены. Мы предположили, что это — результат релаксации накопленных упругих напряжений.

В диссертационной работе [18] описана методика определения упомянутых выше показателей упругости и вязкости электродных образочных масс. Для этого образку медленно продавливали плунжером сквозь секционированный по длине капилляр. Дважды (в момент остановки плунжера и после отключения при неподвижном плунжере крайней секции капилляра) регистрировали давление истечения и объем образки, вышедшей из капилляра под действием упругих сил. Вычисленные с использованием полученных данных показатели упругости сдвига и вязкости, приведены в табл. 2.

Наши исследования образочной массы АНО-4, запрессованной между двумя рифлеными пластинками, тоже проведенные в режимах течения ползучести, показали, что под влиянием сдвиговых напряжений, величиной порядка 0,01 МПа, она, как и другие виды концентрированных дисперсий частиц с кристаллической структурой, существенно упрочняется. При повторном нагружении начальная деформационная способность образки воспроизводится только после 4-х часового «отдыха», когда релаксируют напряжения, накопленные в результате упрочнения образцов [19].

Результаты испытания таких же по консистенции образков с помощью конического пластометра показали, что накопленные ими упругие напряжения понижаются (вслед за прекращением внедрения в них конуса) с периодом релаксации, равным 100...150 с [20]. На полную релаксацию упругих напряжений требуется время, значительно превышающее длительность испытания.

Таким образом, можно считать, что полученные показатели образочных масс, даже испытанные в свободном состоянии, содержат в себе значительную долю упругой составляющей.

В прессовой камере капиллярного пластометра ОБ 1435 [9] образки в ходе тестирования реологических свойств пребывают в условиях всестороннего сжатия, такого же по величине, как и в прессовой камере промышленного электрообразочного агрегата. Приведенные на рис. 1 экструзионные кривые от-

Таблица 2. Технологические свойства образочных масс ЦМ-7 и УОНИ 13/55 в режиме напорного течения ползучести [18]

Жидкое стекло			Доза Na ₂ CO ₃ , %	P, МПа	G, МПа	η·10 ⁻⁶ , МПа·с
Модуль	Плотность, кг/м ³	Доза, масс. %				
Обмазка электродов ЦМ-7						
Na ₂ O ₂ ,8SiO ₂	1450	23,0	-	88,0	0,300	6,1
			2	50,0	0,225	3,1
Обмазка электродов УОНИ-13/55						
Na ₂ O ₂ ,8SiO ₂	1430	23,0	-	40,0	0,080	-
			2	34,0	0,030	5,0

ражают изменение давления в ходе выпрессовки обмазки из камеры пластометра через запорный диск 1 или капилляр 2. Видно, что в ходе капиллярного тестирования она проходит несколько стадий:

- ♦ стадия доведения обмазки до всестороннего сжатия в течение времени от начала движения штока до момента, когда давление достигает максимума ($P_{\max}$);

- ♦ предстационарная (структурная) стадия, сопровождающаяся понижением давления (от $P_{\max}$ до P_c);

- ♦ установление давления стационарного (условно равновесного) капиллярного течения, P_c , по величине которого обычно вычисляют τ и θ ;

- ♦ сброс давления в момент безынерционной остановки штока, вызванный свободным упругим восстановлением струи, сопровождающимся достаточно быстрой релаксацией накопленных упругих напряжений ($\Delta P_c = P_c - P_{\text{ск}}$).

На протяжении первой стадии исходная структура материала деформируется, а элементы ее ориентируются и уплотняются настолько, что в результате образуется так называемая структура с ограниченным объемом [21]. Если учесть, что это происходит в условиях почти нулевых скоростей деформаций, то на образование такой структуры тратится огромная энергия. Значительная ее часть аккумулируется в виде упругой составляющей. В условиях всестороннего сжатия материал становится упругим телом, не зависимо от того, был он перед этим твердым телом или жидкостью [14].

Причины следующего за максимумом спада напряжения кроются в нарастающем механическом и температурном разрушении структуры обмазки, сформировавшейся в ходе предыдущей стадии. Очаг разрушения структуры возникает перед входом в капилляр под влиянием градиента давления и вызванной им асимметрии потенциала молекулярного взаимодействия между зернами наполнителя. Он облегчает перемещение зерен наполнителя по сдвиговому механизму [21]. С определенного момента деформационные процессы, ответственные за разрушение структуры, сосредотачиваются преимущественно в пределах образующейся естественной конвергентной зоны течения. Спусковым крючком такой энергетической перестройки структуры и перевода обмазок в напорное течение становится упругий потенциал, накопленный ею на протяжении первой (нарастающей) ветви предстационарного процесса. Разрушение структуры сопровождается изменением релаксационных свойств обмазки (уменьшается θ).

В ходе равновесного капиллярного течения скорости разрушения и восстановления структуры выравниваются по величине. Однако систе-

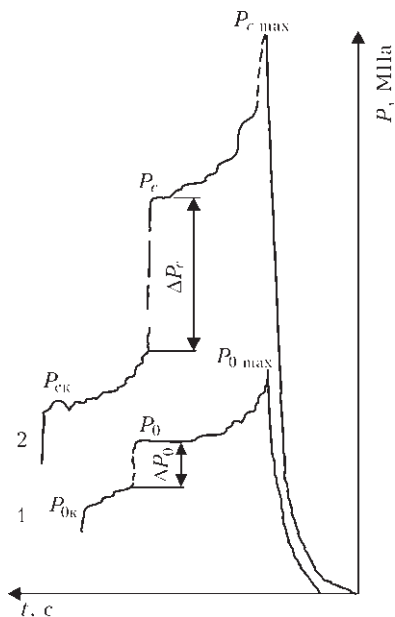


Рис. 1. Вид экструзионных кривых $P = f(t)$ обмазочной массы АНО-4, полученных при ее тестировании капиллярным пластометром ОБ 1435. Секундный расход $5 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$, диаметр капилляра 0,4 см, длина 0 (1) и 4 см (2)

ма сохраняет в себе значительно больший запас упругого потенциала, чем в рассмотренных выше испытаниях открытых образцов, и он «разряжается» только после остановки штока. Мгновенный сброс давления, как правило, сопровождается выходом из формующей головки какого-то количества обмазки.

Поскольку экструзия проходит в неизотермических условиях (изотермические при реальной скорости истечения обмазки, в принципе, не могут быть созданы), на величину сброса давления, наряду с консистенцией обмазки, несомненно, должен влиять вязкостный нагрев, которому обмазка подвергается, начиная со структурной ее фазы. Следует также учитывать, что жидкое стекло является пьезочувствительной жидкостью [22]. Понижение его вязкости, вызванное избыточным давлением, влияет на структуру обмазки аналогично вязкостному разогреву. При очень высокой степени сжатия их свойства могут под влиянием температуры и давления изменяться в противоположных направлениях. Таким образом, трудно предсказать, каким будет окончательный результат.

Результаты экспериментальной оценки вязкоупругих характеристик обмазочных масс в состоянии напорного течения. О величине запасенной упругой энергии можно судить по значению ΔP_0 , если используется запорный диск, как в случае определения входовых сопротивлений, или ΔP_c , если используется капилляр. Результаты оценок сопоставляются по абсолютной шкале (ΔP_0 и ΔP_c), а также по соотношениям ($\Delta P_0/P_0$ и $\Delta P_c/P_c$), $(P_0 - \Delta P_0)/(P_0)$ или $(P_c - \Delta P_c)/(P_c)$.

Таблица 3. Характеристика шихт, жидких стекол и обмазочных масс, использованных в работе

Обмазка	Индекс	$S_{уд}^1$, см ³	Показатели и доза жидкого стекла				P_m , МПа
			Модуль	ρ , кг/м ³	η , мПа·с	Доза, %	
АНО-4	A2	8300	2,9	1465	800	29,6	0,30
	A1					29,8	0,75
	A4					29,8	1,30
УОНИ-13/55 (СТ)	ГС-1	2250	2,9	1495	1000	25,0	0,15
	ГС-4	3900					0,13
	ГС-6	4900					0,28
УОНИ-13/55 (НТ)	ГС-1	2250	3,2	1334	50	22,0	0,45
	ГС-4	3900					0,30
	ГС-6	4900					0,80
ВСП-4	Ц	-	2,9*	1407	100	51,5	-

Примечание. Натриевое стекло, остальные стекла — натрово-калиевые.

Для оценки вязкоупругих показателей нами были использованы результаты тестирования обмазочных масс рутилового, низководородного и целлюлозного типа, которые были выполнены в разное время в ИЭС им Е. О. Патона с применением капиллярного пластометра ОБ-1435. Характеристика обмазок представлена в табл. 3. Консистенция обмазок регулировалась за счет изменения состава наполнителя, зернового его состава, а также характеристик жидкого стекла. Пластическая прочность обмазок изменялась при этом в пределах от 0,13 МПа (очень слабая консистенция) до 1,40 МПа (структурированная композиция).

Предварительной оценкой величины сброса давления ΔP_0 и ΔP_c в момент остановки плунжера выявлено, что обмазки существенно отличаются между собой по упругим свойствам. Доля упругой составляющей в результатах их тестирования в зависимости от скорости течения и способа ее регулирования ($Q = \text{const}$ или $d_k = \text{const}$) изменялась пропорционально величине P_0 и P_c в пределах от 0 до 60 %. На нее влияли многие сопутствующие факторы.

Например, заметный диссипативный разогрев струи особенно сильно проявлялся при испытаниях обмазок АНО-4, обладающих низкой теплопроводностью наполнителя, и обмазок УОНИ-13/55 (СТ), изготовленных на вязком стекле, которые существенно «разжижались» под влиянием даже умеренного вязкостного разогрева. И в том и другом случае влияние диссипативного фактора доминировало в режиме течения $Q = \text{const}$, из-за чего доля высвобождающейся упругой энергии завывшалась. Напротив, у обмазок УОНИ-13/55 (НТ), изготовленных на низковязких жидких стеклах, результаты вязкостного нагрева вуалировались расходом тепла на разрушение их коагуляционной структуры. В этом случае результаты испытаний получались заниженными.

В целом получена интересная информация о многих свойствах сравниваемых обмазоч-

ных масс, однако по ним нельзя однозначно судить об упругих характеристиках.

Результаты оценок вязких и упругих свойств обмазок, выполненных с использованием расчетных формул, приведенных в табл. 1, обобщены в табл. 4.

Величина градиентов скорости, а, следовательно, и напряжения сдвига, которые использовались в ходе исследований, ограничены пределами, в которых исследуемые обмазки могли экструдироваться сквозь насадки

используемых сечений (секундные расходы изменяли в пределах от 1 до 25,5 см³, а d_k — от 1 до 6 мм). С превышением определенной скорости сдвига некоторые обмазки запирали каналы, особенно малых диаметров. Сдвиговая (так же, как продольная вязкости) уменьшалась с увеличением скорости деформации, и это подтверждает тиксо-тропное разрушение обмазок, форсированное их вязкостным разогревом в той степени, в какой они ему подвержены. Продольная вязкость на два порядка больше сдвиговой, а соотношение между ними λ/η либо возрастает по мере увеличения скорости сдвига, в результате чего угол естественной конвергенции уменьшается [23], либо уменьшается, но при этом возрастает α_0 . Малая величина α_0 косвенно свидетельствует о том, что струя обмазки в предкапиллярной зоне преодолевает сопротивление материала с высокой упругостью. Модуль упругости в этих условиях тоже изменяется неоднозначно.

У всех обмазок АНО-4 его величина не зависит от их консистенции и от скорости сдвига.

Для обмазок УОНИ-13/55 (СТ) модуль упругости, изначально наименьший по величине у варианта ГС-1 с самым крупнозернистым наполнителем, существенно возрастает по мере увеличения скорости сдвига. Чем мелкозернистее наполнитель, тем выше модуль упругости этого типа обмазок при малых скоростях сдвига, и ниже — при высоких скоростях сдвига. Самую слабую реакцию на скорость деформации наблюдали у обмазки ГС-6 с наиболее ярко выраженной структурированностью. Аналогично влияет зерновой состав наполнителя и на модуль упругости обмазочных масс УОНИ-13/55 (НТ) с низковязким жидким стеклом. Однако величина их модуля упругости, изначально меньшая по величине, чем у обмазок СТ, слабее откликается на скорость деформации. А у обмазки со средней зернистостью наполнителя зафиксирован очень большой разброс результатов. Причина этого не выяснена.

У обмазки ВСЦ-4 модуль упругости уменьшается с увеличением градиента скорости сдвига.

В общем, следует отметить, что, несмотря на широкий диапазон изменения консистенции сравниваемых обмазочных масс, средняя величина их модуля упругости изменялась в достаточно узких пределах.

Осваивая методику оценки упругости обмазочных масс, мы не имели никакой информации, кроме данных В. И. Клемента, полученных в режиме течения ползучести, о фактической величине их модуля упругости. В связи с этим ожидаемый порядок величины этого показателя рассчитали следующим образом.

Как известно, одним из эффектов, сопровождающих свободное восстановление струи вязкоупругих композиций, является ее разбухание при выходе из капилляра (Баррус-эффект). В технологии переработки полимеров, характеризующихся ярко выраженными неньютоновскими свойствами, соотношение диаметров струи и фильеры может достигать четырехкратной величины. Введением в полимеры наполнителей наряду с удешевлением продукции достигается подавление этого нежелательного явления. Электродные обмазочные массы — тоже наполненные композиции с жидкостекольной матрицей, обладающей слабо выраженными неньютоновскими свойствами. По этой причине разбухание струи у таких композиций не должно бы иметь места. В пользу этого говорит хорошее совпадение диаметров

покрытия (струи, когда речь идет об экструдировании обмазки при капиллярном тестировании) и фильеры (капилляра).

На самом деле незначительное разбухание струи из обмазки все же имеет место. Как установлено в гидравлике и реологии на выходе из капилляра происходит перестройка профиля скоростей в струе, в результате чего, исходя из закона сохранения количества движения, ее диаметр должен уменьшиться, по крайней мере, на 13 %.

Другими словами, упругое разбухание струи обмазки как бы не выходит за пределы $\beta = 0,13$, компенсируя ее сужение, вызванное перестройкой профиля скоростей.

Если подставить $\beta = 0,13$ в уравнение (9), получим, что вызванная разбуханием деформация составит $\gamma = 18,5 \%$. С другой стороны, принимали во внимание, что γ и G связаны друг с другом соотношением $\gamma = \tau G$ [8].

Обычно у обмазочных масс напряжение сдвига на стенке капилляра колеблется в пределах от 0,5 до 1,5 МПа. Исходя из этого, следует ожидать, что величина модуля упругости электродных обмазочных масс должна находиться в пределах от 0,025 до 0,075 МПа. По порядку величины это согласуется с нашими результатами, приведенными в табл. 4, и с результатами В. И. Клемента (см. табл. 2).

Изменение упругого потенциала и входовых сопротивлений при увеличении скорости сдвига симбатны друг другу. Этим подтверждается, что

Таблица 4. Показатели вязкоупругости электродных обмазочных масс (капиллярная зона)

Обмазка	Индекс	γ, c^{-1}	Величина показателей вязкоупругости						
			$\tau, \text{МПа}$	$\eta, \text{МПа}\cdot\text{с}$	$G, \text{МПа}$	$\theta, \text{с}$	$W, \text{МПа}/\text{см}^3$	$\dot{\theta}\gamma$	$P_0, \text{МПа}$
АНО-4	A2	$\frac{11,8}{1445}$	$\frac{0,43}{0,70}$	$\frac{0,000470}{0,039090}$	$\frac{0,018}{0,035}$	$\frac{0,014}{2,110}$	$\frac{0,83}{1,92}$	$\frac{19,4}{33,3}$	$\frac{10,0}{23,0}$
	A1	$\frac{11,8}{1211}$	$\frac{0,61}{1,10}$	$\frac{0,008900}{0,055890}$	$\frac{0,022}{0,034}$	$\frac{0,026}{2,320}$	$\frac{1,23}{2,83}$	$\frac{22,3}{32,6}$	$\frac{15,5}{34,0}$
	A4	$\frac{11,8}{1211}$	$\frac{0,78}{1,19}$	$\frac{0,000860}{0,025785}$	$\frac{0,020}{0,045}$	$\frac{0,040}{2,830}$	$\frac{1,96}{4,10}$	$\frac{11,7}{48,5}$	$\frac{23,5}{49,0}$
УОНИ-13/55 (СТ)	ГС-1	$\frac{11,8}{1650}$	$\frac{0,50}{1,55}$	$\frac{0,000950}{0,041113}$	$\frac{0,017}{0,085}$	$\frac{0,010}{2,450}$	$\frac{1,15}{2,75}$	$\frac{11,8}{31,7}$	$\frac{14,0}{33,0}$
	ГС-4	$\frac{11,8}{1650}$	$\frac{0,70}{1,40}$	$\frac{0,000550}{0,060170}$	$\frac{0,038}{0,065}$	$\frac{0,018}{1,255}$	$\frac{1,15}{2,55}$	$\frac{14,8}{21,3}$	$\frac{10,5}{42,0}$
	ГС-6	$\frac{11,8}{1650}$	$\frac{0,80}{1,25}$	$\frac{0,000080}{0,069500}$	$\frac{0,028}{0,075}$	$\frac{0,008}{1,425}$	$\frac{1,15}{2,50}$	$\frac{16,8}{38,5}$	$\frac{13,8}{90,2}$
УОНИ-13/55 (НТ)	ГС-1	$\frac{11,8}{8120}$	$\frac{0,31}{0,75}$	$\frac{0,000090}{0,026270}$	$\frac{0,005}{0,019}$	$\frac{0,005}{4,370}$	$\frac{1,25}{2,50}$	$\frac{34,8}{61,8}$	$\frac{15,3}{30,0}$
	ГС-4	$\frac{11,8}{64970}$	$\frac{0,25}{0,75}$	$\frac{0,000010}{0,033900}$	$\frac{0,003}{0,023}$	$\frac{0,001}{3,390}$	$\frac{1,28}{2,50}$	$\frac{25,0}{86,0}$	$\frac{15,9}{37,2}$
	ГС-6	$\frac{11,8}{64970}$	$\frac{0,40}{0,95}$	$\frac{0,000015}{0,037290}$	$\frac{0,007}{0,027}$	$\frac{0,001}{3,720}$	$\frac{1,35}{2,25}$	$\frac{26,0}{65,0}$	$\frac{19,8}{33,0}$
ВСЦ-4	Ц	$\frac{150,0}{64970}$	$\frac{0,38}{0,60}$	$\frac{0,000005}{0,003490}$	$\frac{0,005}{0,025}$	$\frac{0,001}{0,140}$	$\frac{0,90}{3,10}$	$\frac{20,9}{65,0}$	$\frac{11,0}{37,0}$

Примечания. 1. В числителе приведены минимальные, а в знаменателе – максимальные значения. 2. Использовалось вязкое (СТ) и низковязкое стекло (НТ).

упругое состояние обзак возникает в конвергентной зоне. За ее пределами происходит главным образом его релаксация.

Период релаксации изученных обзачных масс на капиллярной стадии в логарифмической интерпретации прямолинейно понижается по мере увеличения скорости деформации. Это свидетельствует о рассасывании упругой энергии, накопленной в предкапиллярной зоне, благодаря механическому и температурному разрушению структуры обзак. При малых скоростях сдвига уровень вязкости превышает модуль упругости, а при высоких становится меньше его. Точку перехода через нуль легко определить, полагая, что при $\theta = 1$ вязкость и модуль упругости сравниваются по величине. В этот момент любое случайное воздействие на систему может вызвать разного рода колебания скорости течения обзак под влиянием упругой составляющей напряжений, поскольку вязкость экструдированного материала уже не способна их гасить. Чаще всего пульсации проявляются на стадии падающей (структурной) ветви экструзионной диаграммы. В качестве примера на рис. 2 показан вид пульсирующей кривой, зарегистрированный при экструдировании обзак ГС-6 (НТ) через капилляр диаметром 4 мм при скорости $\dot{\gamma} = 40 \text{ с}^{-1}$. Характер пульсации позволяет предположить, что срывы струи происходят на стенке капилляра. У других параллельно тестируемых вариантов обзак серии ГС пульсация не наблюдалась. Можно объяснить это двумя причинами. Первая связана со ступенчатым характером изменения режима экструдирования обзак в пластометре ОБ 1435, в результате чего только в

опыте с обзак ГС-6 (НТ) условия экструирования оказались соответствующими критическому периоду релаксации $\theta = 1$, при котором может появиться пульсация напорного потока. В остальных опытах замеры не попадали в такую критическую точку. Вторая причина связана с тем, что пульсация потока в капиллярной зоне возникает на поверхности канала. С уменьшением диаметра капилляра скорость потока возрастает, вязкость материала понижается и при относительно стабильной величине модуля упругости, казалось бы, условия для пульсирования улучшаются. На самом деле, уменьшение диаметра канала приводит одновременно к увеличению удельной (в расчете на единицу объема) поверхности насадка и без ее тормозящего действия на струю. Из теории пристенного скольжения известно, что он чаще всего возникает при использовании широких каналов и подавляется при замене их капиллярами малого диаметра.

На рис. 3 приведены диаграммы экструзии этих же обзак ГС-1, ГС-4 и ГС-6, изготовленных на низковязких жидких стеклах, сквозь капилляр диаметром 4 мм с подвижной вставкой («флюгером») перед входом в капилляр. Она предназначалась для провоцирования нестационарности потока. Оказалось, что потоки обзак с крупнозернистым (ГС-1) и среднезернистым (ГС-4) наполнителями не отреагировали на гибкую вставку перед входом в формующий канал. В случае же обзак ГС-6 с мелкозернистым наполнителем указанная вставка спровоцировала достаточно длительную постепенно затухающую пульсацию потока. Этот опыт доказывает, что склонность к нестационарным режимам течения является, прежде всего, свойством обзак, а уже потом условий ее напорного течения. Сами же пульсирующие режимы течения обзак могут

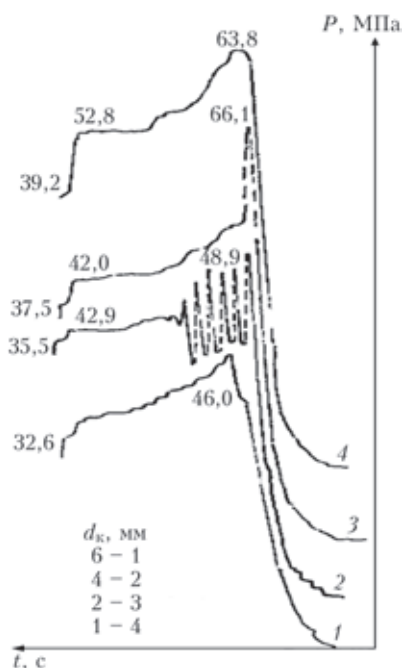


Рис. 2. Кривые экструзии обзачных масс ГС-6 при расходе $Q = 1 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$. Диаметр капилляра: 6 (1), 4 (2), 2 (3) и 1 (4) мм

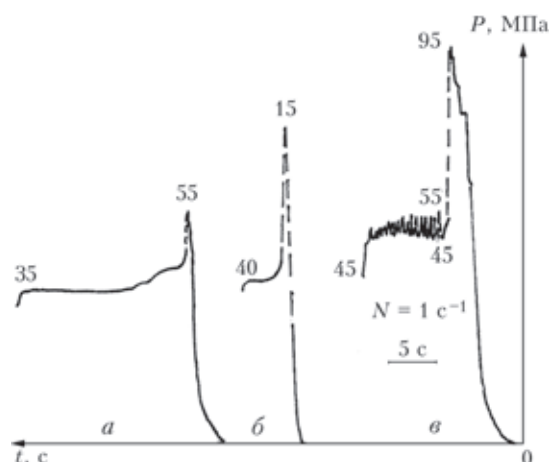


Рис. 3. Диаграммы экструзии обзачной массы УОНИ-13/55, изготовленной на высокомолекулярном жидком стекле с вязкостью $100 \text{ мПа} \cdot \text{с}$, при расходе $Q = 1 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$. Конический насадок ($2\alpha = 40^\circ$, диаметром 4/40 мм), объемная доля мелкой фракции: 20 (а), 40 (б) и 60 % (в)

создавать не только на стенке капилляра, но и в конвергентной зоне. И условия для их проявления в конвергентной зоне значительно благоприятнее, чем на стенке капилляра.

Это подтверждается результатами исследований опытных вариантов обмазочной массы УОНИ-13/55, обозначенной индексом Т-9.

Обмазка изготовлена на трехмодульном жидком стекле с вязкостью 850 мПа·с. Доза жидкого стекла в ней — 26 %.

Отличительная черта наполнителя — его зерновой состав. Он в соответствии с целями эксперимента имел следующее долевое соотношение фракций: суммарный остаток на сетках 250, 160, 100 и 63 мкм составлял соответственно 6, 8, 13 и 37 об. %. Удельная поверхность шихты $S_{уд} = 10000 \text{ см}^2$, степень заполнения объема частицами $\Phi_m = 0,67$. Консистенция обмазки довольно тугая, так что $P_m = 0,58 \text{ МПа}$ (0,85 МПа после часовой выдержки). Результаты опытов приведены на рис. 4.

В процессе экструзионных испытаний было установлено, что давление истечения обмазки через запорные диски с диаметром отверстия 6, 4 и 2 мм составляло 50, 55 и 57 МПа. Цифры сами по себе не высокие. Через отверстие диаметром 6 мм обмазка прошла с весьма небольшими пульсациями. Течение через отверстия с диаметром 4 и 2 мм сопровождалось существенными пульсациями скорости. Первая из них отражает течение при градиенте скорости сдвига 40 с^{-1} — точно таком же, как и в опыте с обмазкой ГС-6 в капилляре такого же диаметра. Стало быть, в первом опыте с обмазкой Т-9 тоже воспроизведены критические условия (равенство η и G), в которых возникают пульсации скорости потока, на этот раз в заход-

ной зоне. Экструзия обмазки Т-9 через отверстие в диске диаметром 2 мм происходит со скоростью 318 с^{-1} , т. е. в 8 раз большей, чем в предыдущем случае. При этом сдвиговая вязкость обмазки должна существенно понизиться, а модуль — возрасти. Условия для пульсирования потока стали еще более благоприятные, и вид экструзионной кривой подтверждает это. Действительно пульсация потока, вызванная избытком упругости обмазки, уже не подавляется ни вязкостью, ни ограничительной поверхностью капилляра, поскольку течение обмазки в конвергентной зоне осуществляется по сдвиговым слоям. Форма пиков более сглаженная в отличие от острых пиков в случае обмазки ГС-6, которая проскальзывала по поверхности капилляра.

Мгновенная релаксация накопленных упругих напряжений в конвергентной зоне часто наблюдается в виде пульсирующих выходов обмазки из формирующих каналов прессовой головки в реальных условиях опрессовки электродов. К примеру, при наличии в прессовой головке двухканальной проводки слишком упругие обмазки могут выбирать поочередно один из каналов для течения, в то время как в параллельном канале точно такого же профиля ее течение на это время прекращается. В следующей фазе процесса картина течения сменяется на противоположную, т. е. обмазка выбирает для прохождения канал, в котором до этого момента была неподвижной. В параллельном канале, поток обмазки на то же о время прекращается.

Некоторые результаты изучения закономерностей появления разнотолщинности покрытия в реальных условиях опрессовки электродов. Разнотолщинность покрытия возникает в бикомпонентном потоке из оболочки покрытия на стержне, как результат стохастического по своей природе энергетического взаимодействия компонентов, один из которых, покрытие, характеризуется нелинейными вязкоупругими свойствами, склонными проявиться в виде пульсирующих течений, а другой, стержень, является упругим элементом. Соотношение вязкости и упругости в материале оболочки в большей или меньшей мере изменяется под влиянием диссипативного и режимного факторов течения, и сопровождается нарушениями его устойчивости, в то время как упругие свойства стержня остаются при этом неизменными. Роль эффектов, связанных с эластической турбулентностью, характеризуется критерием $Re_e = Ut^2/\theta R$. Эффекты нарушения устойчивости течения, проявляющиеся на участке поворота потока обмазки, в рассекателях, в конических каналах перед заходом в формирующую головку, а также в области гидродинамической стабилизации потока на входе в фильеру, можно



Рис. 4. Сравнение экструзионных кривых $P_0 = f(t)$ обмазки Т-9, полученных с помощью капиллярного вискозиметра. Цифрами указаны диаметры насадок в миллиметрах

охарактеризовать критерием монохромности $H_0 = Ut/R$ [15].

Постоянные или затухающие, регулярные или иррегулярные колебания скорости обмазки, сопровождающиеся пульсацией скорости и давления, провоцируют чередующиеся поперечные отклонения стержня от оси калибрующей втулки, в результате чего равномерная по сечению кольцевая форма покрытия существенно искажается. Сочетание поперечных колебаний с продольным перемещением стержня могут привести не только к колеблющемуся, но и винтообразному изменению положения максимальной величины разнотолщинности вдоль электрода.

Эксцентричное расположение поперечного сечения покрытия относительно стержня не изменяет его площадь по сравнению с концентричной его формой. Тем не менее, многие жидкости испытывают меньшее сопротивление при их течении через эксцентричные каналы по сравнению с каналами концентричной формы. В работе [24] это установлено при исследовании напорного течения водных растворов КМЦ, ГЭЦ и МЦ через кольцевые каналы между коаксиальными трубами. Было установлено, что перепады давления, необходимые для осуществления их напорного течения через эксцентричные каналы при фиксированной скорости потока, уменьшаются по мере увеличения эксцентриситета. Жидкости с более ярко выраженными неньютоновскими свойствами показывают более медленную скорость уменьшения падения давления по мере того, как возрастает величина эксцентриситета между внешней и внутренней трубой. Эту картину течения можно распространить и на экструзионное нанесение кольцевой оболочки покрытия на стержни, заменив поверхность внутренней трубы поверхностью стержня, синхронно перемещающимся с обмазкой.

Наблюдение за динамикой изменения разнотолщинности покрытия показывает, что она хорошо отражает влияние на этот показатель выявленных нами особенностей вязкоупругого поведения обмазочных масс.

На рис. 5 приведены результаты испытаний пяти видов обмазки для низководородных электродов, которые отличались между собой технологическими свойствами. В начале, середине и конце каждого электрода, вышедшего из головки пресса, измеряли разнотолщинность покрытия. Опрессовку электродов с диаметром стержня 3 мм проводили на прямоточном прессе EP-120 фирмы Оэрликон. Видно, что в изменении разнотолщинности покрытия в процессе нанесения каждой из испытанных обмазок на стержни можно выделить, прежде всего, более или менее ярко выраженный на-

чальный период, в течение которого обмазка из состояния наибольшего сжатия переходит в состояние относительно стационарного режима течения. В это время большая по величине начальная разнотолщинность покрытия уменьшается и постепенно выходит на уровень, который колеблется относительно какого-то среднего, тоже изменяющегося значения. Волны этих колебаний отличаются по амплитуде и частоте, при этом спад и подъем низкочастотной волны тоже сопровождается более мелкими по амплитуде, но более частыми (даже в пределах одного электрода) колебаниями разнотолщинности. Это свидетельствует о ее случайном характере, отражающем очень сложные изменения в соотношении вязких и упругих характеристик обмазочных масс в состоянии напорного течения со стержнем. В приведенных примерах не наблюдался ни один случай разнотолщинности, причину которого можно было бы трактовать, как попадание в обмазку каких-то случайных включений.

На рис. 6 приведены данные о величине и угле ориентирования (в плоскости, перпендикулярной оси электрода) вектора разнотолщинности покрытия. Их получили, проводя осциллографические измерения ее горизонтальной и вертикальной составляющих в ходе опрессовки электродов УОНИ-13/55 с диаметром стержня 4 мм на горизонтальном угловом прессе фирмы Хейвелок [26].

В течение времени наблюдения из головки пресса вышло 200 электродов, величина вектора

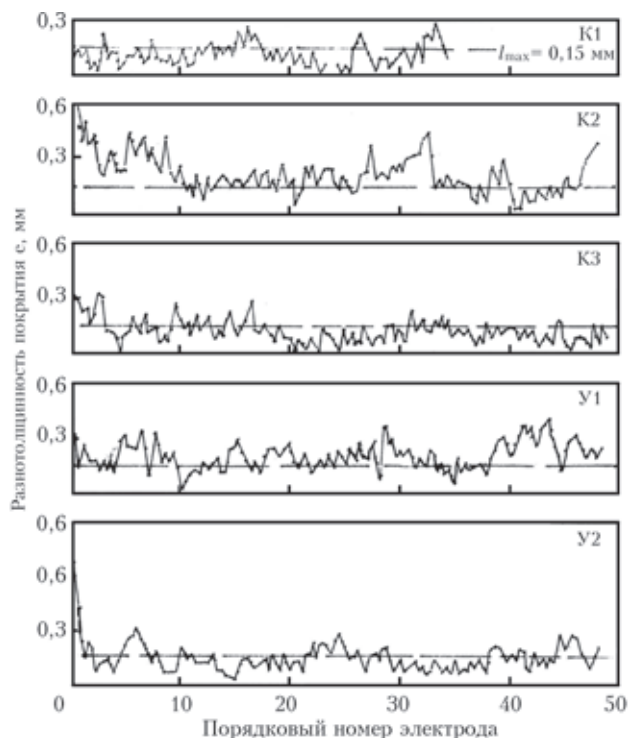


Рис. 5. Динамика изменения разнотолщинности покрытия во время опрессовки опытных низководородных электродов диаметром 3 мм с индексом K1, K2, K3, Y1 и Y2

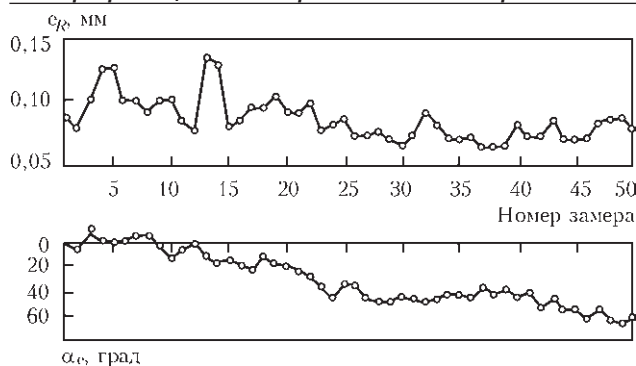


Рис. 6. Изменение величины и угла ориентации вектора разнотолщинности покрытия по данным осцилографирования

разнотолщинности e_R изменилась от 0,15...0,17 до 0,07...0,10 мм (т. е. почти вдвое), а угол его ориентирования относительно горизонта α_e увеличился от 0 до 60°. На фоне указанных общих изменений e_R и α_e наблюдалась их пульсация. Особенно пульсирует вертикальная составляющая разнотолщинности, и это объясняется расположением по вертикали двух окон диафрагмы-рассекателя, через которые обмазочная масса нагнетается из обмазочного цилиндра в прессовую камеру (зазор между наконечником стержнепровода и калибрующей втулкой). На рис. 7 показана взаимосвязь величины и угла ориентации вектора разнотолщинности покрытия. Чем больше он отклоняется от горизонта, тем меньше амплитуда его колебаний, хотя его абсолютная величина при этом возрастает. По-видимому, имеют место волнообразные несинхронные колебания e_R и α_e (первые опережают во времени вторые), так что образуется своего рода пространственная волна (спираль). В одном направлении e_R уменьшается с ростом α_e , а в другом — перпендикулярном первому — растет при тех же самых увеличениях e_R и α_e . По-видимому, на пульсацию обмазки через окна

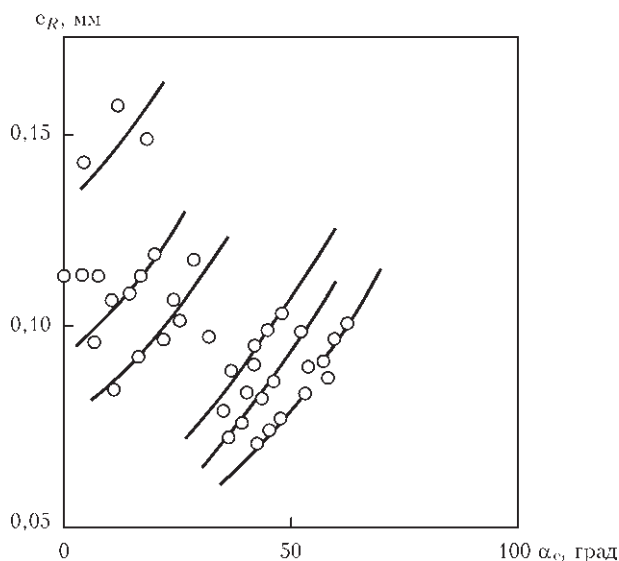


Рис. 7. Связь величины и угла ориентирования вектора разнотолщинности покрытия, выявленные осцилографированием

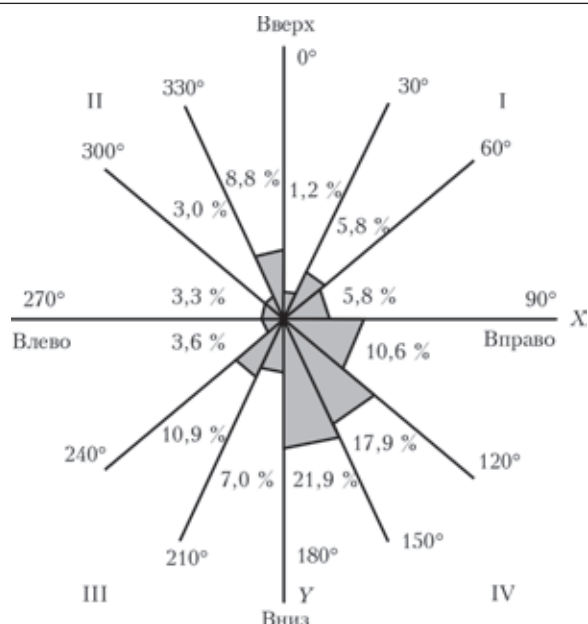


Рис. 8. Статистическое распределение угла ориентирования вектора максимальной разнотолщинности покрытия в плоскости, перпендикулярной оси выходящих электродов. В выборке — 980 электродов

рассекателя накладывается колебания потока, обусловленные его поворотом по горизонтали на 90° при выходе из цилиндра перед рассекателем. Можно предположить, что в этом случае из-за необходимости выполнения на повороте принципа гомохромности (неразрывности) потока обмазки внешняя и внутренняя его поверхности вынуждены перемещаться с разной скоростью. Влияние этого фактора на разнотолщинность проявляется тем в большей степени, чем ближе к горизонту расположен вектор разнотолщинности.

О границах и степени случайности отклонений вектора разнотолщинности покрытия от преимущественной его ориентации можно судить по результатам измерений, выполненных концентратором КРП-12, при опрессовке электродов АНО-4 с диаметром стержня 4 мм на угловом прессе МАОЭ-1.

Пресс вертикальный с углом поворота потока обмазки 90°. В головке пресса «окна» рассекателя потока обмазки ориентированы вертикально. Точкой отсчета угла α_e служила сплошная линия, нанесенная как образующая в зенитном положении покрытия электродов, выходящих из пресса. В процессе измерений в каждой из 11 контролируемых сечений электрода наносилась вторая контрольная метка, соответствующая положению максимальной разнотолщинности. Угол между этими метками в плоскости, перпендикулярной оси электрода, принимали за угол ориентации e_R . Частотное распределение результатов замеров по заранее выбранным секторам представлено на рис. 8. По нему можно судить о том, что максимальные значения разнотолщинности покры-

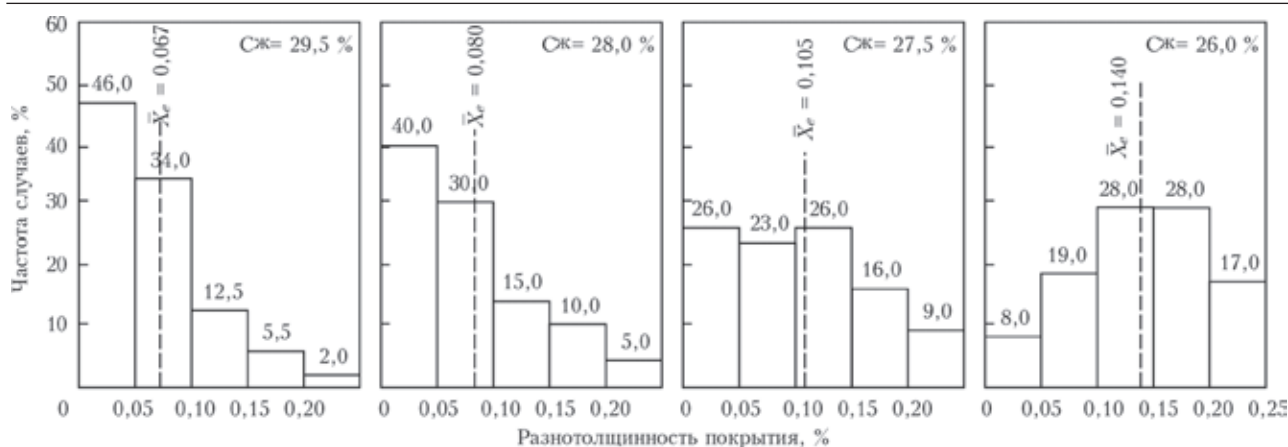


Рис. 9. Влияние дозы жидкого стекла в обмазочной массе на склонность электродов АНО-4 к разнотолщинности покрытия

тия ориентируются преимущественно в секторах между 120 и 180°. Смещение стержня, являющееся причиной разнотолщинности покрытия, осуществляется преимущественно внешней стороной потока обмазки вверх и влево относительно вертикали.

На рис. 9 представлены результаты оценки разнотолщинности покрытия электродов, в покрытии которых изменялась доза жидкого стекла в пределах от 29,5 до 26 мас. %.

По мере того, как консистенция обмазки становилась все более упругой, доля электродов со сверхнормативной разнотолщинностью покрытия возрастала от 2 до 17 %. Под влиянием повышения доли упругой составляющей возрастала средняя величина разнотолщинности от 0,067 до 0,140 мм и изменялась форма и ширина статистического рассеяния этого показателя (от одностороннего до гауссовского).

Выводы

1. Разнотолщинность покрытия возникает в би-компонентном потоке, в котором оболочка из обмазочной массы характеризуется нелинейными вязкоупругими свойствами, а стержень является компонентом с постоянным модулем упругости. Соотношение вязкости и упругости в материале оболочки уменьшается под влиянием разрушения структуры и диссипативного разогрева, и это, в конце концов, провоцирует неустойчивость режимов сдвиговых деформаций, а значит, может стать причиной нарушения равномерного нанесения покрытия на стержни.

2. Установлено, что математический аппарат, разработанный в реологии полимеров, можно использовать для вычисления таких вязкоупругих характеристик электродных обмазочных масс в состоянии капиллярного течения, как период релаксации, модуль упругости, упругий потенциал и критерий эластической турбулентности Рейнольдса.

3. С применением указанного аппарата вычислены перечисленные показатели вязкоупругости электродных обмазочных масс для рутиловых, низководородных и целлюлозных электродов, консистенцию которых регулировали в достаточно широких пределах, изменяя зерновые составы шихты, характеристики жидкого стекла и долю его в обмазочной массе. С другой стороны, изменяя режимы капиллярного тестирования указанных обмазочных масс, выяснили, как они влияют на их реологические показатели.

4. Установлено, что режимы напорного течения обмазочных масс в наибольшей мере влияют на сдвиговую вязкость и период релаксации обмазочных масс и в значительно меньшей степени — а их модуль упругости. Так, при увеличении градиента скорости сдвига на 4-5 порядков вязкость и период релаксации обмазок уменьшается на 4 порядка. Это вызвано механическим и диссипативным разрушением коагуляционной структуры обмазочных масс. Модуль упругости в тех же самых условиях тестирования для многих обмазок остается постоянным (все виды рутиловых и низководородные обмазки с мелкозернистым наполнителем), возрастает не более чем на порядок (низководородные обмазки с крупнозернистым наполнителем, изготовленные на вязком жидком стекле) или незначительной степени понижается (целлюлозные обмазки).

5. Антибатный характер изменения вязкости и периода релаксации, с одной стороны, и модуля упругости, с другой стороны, означает, что при определенной скорости течения вязкость и модуль упругости выравниваются по величине, а период релаксации, который представляет собой отношение вязкости и модуля упругости, становится равным единице. С этого момента вязкость теряет способность демпфировать колебания упругости обмазок, которые могут быть спровоцированы любыми случайными причинами, а система переходит в режим неустойчивого течения, выраженный с разной степенью регулярности.

6. В работе демонстрируются 2 вида неустойчивого течения: в капиллярной и в заходной (предкапиллярной) зоне. В первом случае оно имеет признаки срыва струи на стенке капилляра и его удается погасить при использовании капилляров меньших сечений, что характерно для явления пристенного скольжения. Во втором случае при переходе на запорный диск с отверстием меньшего сечения нерегулярный режим течения не исчезает. Следовательно, при повышении скорости сдвига неблагоприятное соотношение вязкости и упругости в этом случае сохраняется. Включение в поток мягких элементов, способных спровоцировать нестабильное течение, срабатывает только с теми обмазками, которые пульсировали и без гибкой вставки. Таким образом, склонность к неустойчивым режимам течения, способным привести к разнотолщинности покрытия, является свойством обмазки, а внешние возмущающие факторы только раскрывают эту способность.

7. Показана качественная связь явления эластической турбулентности электродных обмазочных масс с появлением и характером проявления разнотолщинности покрытия при реальном экструзионном нанесении обмазки на электродные прутки.

1. Марченко А. Е. Разнотолщинность покрытия как индикатор состояния процесса и качества изготовления сварочных электродов // Электродное производство на пороге нового тысячелетия: Материалы науч.-техн. семинара (С.-Петербург, 22–26 мая 2000 г). – Череповец: Ассоциация «Электрод», 2000. – С. 124–125.
2. Ворновицкий И. Н. Разнотолщинность покрытия – основной показатель качества электродов // Свароч. пр-во. – 1989. – № 4. – С. 7–19.
3. Majasaka K., Oshiba F., Akamatsu T. Effect Eccentricity of the coating upon the Deposition of Weld Metal // J. Japan Welding Soc. – 1982. – № 7. – Р. 47–55.
4. Овчинников В. А., Баженов В. В. Влияние геометрии электродных покрытий и наличия дефектов в нем на надежность защиты плавящегося металла от воздействия воздуха // Свароч. пр-во. – 1978. – № 5. – С. 39–40.
5. Походня И. К., Макаренко В. Д., Миличенко С. С. Влияние эксцентриситетности покрытия на сварочно-технологические свойства электродов и качество наплавленного металла // Автомат. сварка. – 1985. – № 11. – С. 20–22.
6. Степаносов А. Р. Экспертная оценка причин разнотолщинности покрытия сварочных электродов // Свароч. пр-во. – 1989. – № 4. – С. 7–9.
7. Белкин И. М., Виноградов Г. В., Леонов А. И. Ротационные приборы. Измерение вязкости и физико-механических характеристик материалов. – М.: Машиностроение, 1967. – 272 с.

8. Виноградов Г. В., Малкин А. Я. Реология полимеров. – М.: Химия, 1977. – 440 с.
9. Марченко А. Е., Гнатенко М. Ф. Особенности течения электродных обмазочных масс, обнаруженные капиллярным пластометром / Информ. материалы СЭВ. Координац. центр по пробл. «Развитие научных основ и разработка новых технологических процессов сварки, наплавки и термической резки материалов и сплавов для получения сварных конструкций и создания эффективных сварочных материалов и оборудования». – Киев, 1980. – Вып. 1. – С. 106–117.
10. Bagley E. B. End Correction in the Capillary Flow of Polyethylene // J. Appl. Phys. – 1957. – 28, № 5. – Р. 624–627.
11. Cogswell F. N. Converging flow of polymer melts in extrusion dies // Polym. Eng. and Sci. 1972. – 12, № 2. – Р. 64–68.
12. Марченко А. Е. О реологических свойствах электродных обмазочных масс в конвергентной зоне при опрессовке электродов // Сб. докл. IV Междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ: «Сварочные материалы. Разработка. Технология. Производство. Качество. Конкурентоспособность». – Краснодар, 2011. – С. 223–232.
13. Shoff R. N., Cancio L. V., Chida M. Extrusion flow of polymer melts // Trans. Soc. Rheol. – 1977. – 21, № 3. – Р. 429–434.
14. Хан Ч. Д. Реология в процессах переработки полимеров. – М.: Химия, 1979. – 368 с.
15. Малкин А. Я., Леонов А. И. О критериях неустойчивости режимов сдвиговых деформаций упруго-вязких полимерных систем // Докл. АН СССР. – 1963. – 151, № 2. – С. 380–383.
16. Philippoff W., Gaskins F. H. The capillary experiment in rheology // Trans. Soc. Rheol. – 1958. – Р. 263–284.
17. Соколов Е. В. Электроды с качественным покрытием и их производство // Автоген. дело. – 1950. – № 11. – С. 26–29.
18. Клементов В. И. Жидкое стекло, как материал электродных покрытий для электродуговой сварки: Дис. ... канд. – М., 1953. – 186 с.
19. Состояние и перспективы совершенствования технологии и оборудования для производства сварочных электродов / А. Е. Марченко, Н. В. Скорина и др. // Сб. докл. Всесоюз. конф. по сварочным материалам в 2-х частях (Киев, 31 окт.–3 нояб.). – Ч. 2-я. – С. 210–250.
20. Марченко А. Е., Шкурко С. А. Контроль электродных обмазочных масс коническим пластометром // Электроды и флюсы для электродуговой сварки: Материалы к краткосрочному семинару 12–14 марта 1973 г. – Ленинград: ЛДНИ, 1973. – С. 22–32.
21. Библик Е. Е. Реология дисперсных систем. – Л.: Изд-во: ЛГУ, 1981. – 172 с.
22. Исследование вязкости жидких стекол при давлении опрессовки электродов / А. Е. Марченко, Н. В. Скорина, З. А. Сидлин, В. П. Костюченко // Новые сварочные и наплавочные материалы и их применение в промышленности: Материалы науч.-техн. семинара, посвященного 100-летию со дня рождения К. В. Петраня (С.-Петербург, 19–20 мая 1992). – С.-Петербург, 1992. – С. 43–49.
23. Mitsubishi N., Aoyagi Y. Non-newtonian fluid flow in an eccentric annulus // J. Chem. Eng. of Japan. – 1973. – 6, № 5 – Р. 402–408.
24. Марченко А. Е., Гнатенко М. Ф. Особенности формирования разнотолщинности покрытия, обнаруженные осциллографированием // Междунар. науч.-техн. конф. «Металлургия сварки и сварочные материалы (С.-Петербург, 1–2 июня 1992 г.): Тез. докл. – С.-Петербург, 1993. – С. 98–100.

Поступила в редакцию 22.04.2014

СОСТОЯНИЕ СЫРЬЕВОЙ БАЗЫ ЭЛЕКТРОДНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Е. А. ПАЛИЕВСКАЯ, З. А. СИДЛИН

ООО «ТЕХПРОМ». 107996, РФ, г. Москва, ул. Гиляровского, 57. E-mail: techprom-ru@yandex.ru

Проанализировано состояние сырьевой базы в России относительно производства покрытых электродов с акцентом на произошедшие изменения в этой области за последние годы. Рассмотрены такие категории сырья, как электродная проволока, минеральные компоненты покрытий, ферросплавы, жидкие стекла. Отмечены критические позиции по производству отдельных компонентов, поиски новых источников сырья, а также изменяющаяся конъюнктура материалов на рынке. Сделан вывод, что российские производители сырья по-прежнему доминируют на внутреннем рынке. Библиогр. 9, табл. 1.

Ключевые слова: дуговая сварка, покрытие электроды, сырьевые материалы, электродная проволока, минеральные компоненты, ферросплавы, жидкие стекла, рынок

Россия по-прежнему является крупнейшим европейским производителем сварочных материалов, хотя в 2013 г. объем выпуска электродов по сравнению с предыдущим годом несколько снизился. Однако, в среднесрочной перспективе с учетом ожидаемого темпа роста проката на уровне 5...6 % в год, соответственно ожидаем и рост объема выпуска электродов. Состав предприятий-производителей меняется: увеличивается доля российских предприятий, принадлежащих крупнейшим мировым продуцентам, в первую очередь ЭСАБ (Швеция) и «Линкольн Электрик» (США). Теряют потребителей, а то и вовсе терпят крах предприятия, нацеленные только на рост количественных показателей. В то же время развиваются молодые, амбициозные предприятия, продукция которых ориентирована на потребителя. Постоянно повышаются требования потребителей к качеству сварочных материалов, определяющее значение для которого (при прочих равных) имеют показатели сырья. Если номенклатура компонентов, используемых для электродных покрытий, достаточно консервативна во всем мире (по данным, например, патентных исследований), то минералогическое происхождение и технология переработки сырья могут существеннейшим образом влиять на свойства электродов.

В советское время на государственном уровне предпринимались попытки повышения качества продукции (в том числе и сварочных материалов), в частности, путем аттестации по трем категориям качества. Но они были обречены на провал как вследствие всеобщего дефицита, так и из-за неверного методического подхода. Так, для металлургической промышленности из аттестации было исключено сырье, что делало бесперспек-

тивными все дальнейшие усилия. В современных условиях внимание к качественным показателям сырьевых материалов существенно изменилось. Проблемы сырьевой базы производства сварочных материалов достаточно подробно рассмотрены в предыдущих работах авторов [1, 2], но за истекший период времени произошли определенные изменения, освещение которых и является целью данной публикации.

Электродная проволока. Общеизвестно, что качество сварочных электродов во многом зависит от используемой сварочной проволоки. В отечественной практике для изготовления подавляющего объема электродов используют низкоуглеродистые проволоки марок Св-08 и Св-08А согласно ГОСТ 2246–70. В течение многих лет претензии электродчиков к изготовителям проволоки сводились к низкому качеству ее поверхности, в том числе наличию ржавчины, загрязнений, повышенному количеству смазки, плохой намотке и упаковке, сложности получения металла с пониженным содержанием серы и фосфора. Овальность и допуски по точности диаметра хотя и соответствовали стандарту, но не обеспечивают современных требований по разнотолщинности электродного покрытия. При поставке проволоки на катушках постоянно возникала потребность в дополнительной их балансировке при размотке и рубке.

Сталеплавильщиками и метизниками выполнены значительные затратные работы по техническому перевооружению и реконструкции заводов, что привело к существенному улучшению качества проволоки. В настоящее время приобретение проволоки марки Св-08А не представляет проблем, всю проволоку поставляют в больших грузных мотках с плотной намоткой и обвязкой, в должной упаковке. В целом, качество отечествен-

ной катанки по оценкам специалистов уступает лучшей импортной только по состоянию бунтов. Например, после проведенной реконструкции катанку двухстадийного охлаждения сварочной проволоки марок Св-08 и Св-08А диаметром от 5,5 мм с содержанием $\leq 0,01\%$ Al; $0,05\ldots 0,08\%$ С, $\sigma_b \leq 420$ МПа производит Нижнесергинский метизно-металлургический завод, с последующим изготовлением проволоки на Уральском заводе прецизионных сплавов. Ребрединг последнего в НЛМК-Метиз произведен в 2013 г., в соответствии с его корпоративной принадлежностью и профилем продукции.

В конце 2013 г. на Белорецком меткомбинате завершён капитальный ремонт прокатного стана 150, на котором делают катанку диаметром 5,5...14 мм из углеродистых, легированных и высоколегированных сталей. Не до конца решены только проблемы обеспечения качества поверхности проволоки, во многом определяемого геометрией волок, от оптимальности которой зависит наличие надрывов, дефекты поверхностных слоев, переупрочнение [3].

На поверхности проволоки, как и на любом другом продукте волочильного производства, всегда имеется какое-то количество загрязнений различного рода, образовавшихся в процессе ее изготовления или при хранении, транспортировке и пр. Хотя ГОСТ 2246–70 допускает наличие на поверхности низкоуглеродистой и легированной проволоки только следов мыльной смазки без графита и серы (для высоколегированной проволоки недопустимо и это), практически встречаются загрязнения трех групп: органические (масла, остатки технологической смазки, консервационные покрытия), оксидные (ржавчина всех видов), посторонние (грязь, пыль, случайные вещества). Для большинства марок электродов использование такой проволоки не только ухудшает их сварочно-технологические характеристики, но и чревато дефектностью сварных швов. В то же время эффективные технологии очистки поверхности проволоки при ее переработке на электродных предприятиях [4] используют редко.

В существующем ГОСТе 2246–70 отсутствуют нормы к сварочно-технологическим свойствам проволок и к их жесткости. А ведь в ГОСТе 2246–70 (п. 11) содержалась норма: «Проволока в мотках должна поставляться в состоянии, допускающем ее рубку и правку»! В настоящее время на постсоветском пространстве только национальным стандартом Украины на стальную сварочную проволоку, гармонизированным с международными стандартами, предусмотрены требования к жесткости и сварочно-технологическим свойствам проволоки. И еще в 1997 г. ООО «Кродекс»

и ИЭС им. Е. О. Патона (Киев, Украина) были разработаны и введены в действие технические условия на сварочную проволоку для механизированных видов сварки, нормирующие требуемые потребителем показатели ее сварочно-технологических свойств [5].

Существенно хуже ситуация с проволоками для изготовления высоколегированных электродов. От самого квалифицированного производителя широчайшего сортамента высоколегированных сварочных проволок – Московского металлургического завода «Серп и Молот» с более чем 130-летней историей к настоящему времени осталось только территория (87 га), предназначенная для многофункциональной комплексной застройки.

Для заводов спецметаллургии постоянные трудности представляет даже обеспечение требований стандартов по нормам механических свойств и равномерности их показателей в пределах мотка, допусков по овальности, нередко – и по химическому составу. На внутреннем рынке уже постоянно присутствуют дешевые несварочные зарубежные проволоки из металла с повышенным содержанием вредных примесей, азота, со значительными плюсовыми допусками по диаметрам и часто с «липковыми» сертификатами. Поступает и высококачественная проволока квалифицированных производителей по конкурентным ценам. Последняя проходит все необходимые сертификационные процедуры и допускается к использованию отечественными организациями. Накоплен положительный опыт ее использования для изготовления электродов, что требует, однако, достаточно высокого технического уровня производства. Приходится констатировать, что этот рынок для отечественного производителя во многом уже утерян. И это при том, что мировое производство высоколегированных сталей постоянно растет на 4...5 % ежегодно, требуя, соответственно, сварочные материалы.

Компоненты электродных покрытий. В электродных покрытиях в наибольших объемах используют: из нерудных минералов — мрамор и плагиошпатовый концентрат (для покрытий основного вида); из концентратов — рутиловый и ильменитовый (для покрытий соответствующего вида). До настоящего времени Россия, располагая значительными сырьевыми запасами, не имеет промышленно разработанных месторождений рутила и ильменита. Работы в этом направлении ведутся. Так, в Мурманской области запланировано проектирование предприятия по производству перспективного обогащенного перовскитового концентрата Африканского месторождения перовскитотитаномагнетитовых руд (совмест-

ный проект компании «Аркминерал» и Кольского научного центра РАН). Методами химической переработки повышенную природную радиоактивность материала предполагают снизить до приемлемой.

В конце 2013 г. получены положительные результаты геологоразведочных работ на крупном Пижемском месторождении рассыпчатого титана в республике Коми, что, наряду с известным Яргенским месторождением, делает этот регион весьма перспективным. Корпорация «ВСМПО-Ависма» (крупнейший мировой производитель титановых сплавов) приобрело лицензию на разработку крупного рутилциркониевого месторождения Центральное в Тамбовской области. Осваивается Куранахское титаномagnetитовое месторождение в Амурской области. Все эти работы следует оценивать с учетом выпадающих объемов поставок рутилового и ильменитового концентратов с Вольногорского ГМК (Украина) — основного поставщика этих материалов. К сожалению, все последние годы российские, да и украинские, предприятия испытывали постоянные и возрастающие затруднения с приобретением этих материалов. Обращения Ассоциации «Электрод» в правительство Украины по этому вопросу успеха не имели. В этой связи все большее практическое применение находит рутилциркониевый концентрат производства Сьерра-Леоне, ЮАР, Вьетнама, Австралии, положительную апробацию прошли ильменитовые концентраты Индии, Шри-Ланки, Мозамбика. А ведь концентрат ВГМК по своим техническим характеристикам и стабильности свойств вполне удовлетворяет требованиям всех производителей электродов, в том числе европейских, и при разумной политике поставщика необходимости в его смене не было бы.

Спрос на дешевые электроды с ильменитовым покрытием, сварочно-технологические свойства которых уступают показателям рутиловых электродов, заметно снизился, соответственно уменьшилась потребность в ильменитовом концентрате.

Непигментный диоксид титана рутильной модификации, используемый в покрытиях высоколегированных электродов, с 2012 г. производит ООО НТЦ «Пигмент» (г. Челябинск).

Существенно улучшилось положение со вторым по объемам применения и первым по важности материалом электродных покрытий — мрамором. В течение нескольких последних лет фракционированный микромрамор электродных кондиций поставляет ЗАО «Коелгамрамор». Поставщиком достигнута стабильность по гранулометрическому составу и влажности материала при поставках в биг-бэгах с полиэтиленовым вкладышем.

Критическая ситуация складывалась с плавиковым шпатом (флюоритовым концентратом) [6]. Крупнейший российский производитель флюоритового концентрата ООО «Ярославская горнорудная компания» (Приморский край) способен выпускать только концентрат с содержанием $\text{CaF}_2 \leq 92\%$, к тому же его себестоимость примерно на 30 % выше зарубежных аналогов. По этим причинам запланирована остановка предприятия для проведения полной модернизации. Один из основных поставщиков флюоритового концентрата для электродчиков — Хайдарканский ртутный комбинат (Киргизия) — в настоящее время проводит работы по осушению шахты «Западная» для возобновления поставок. Прекратил работы по экологическим показателям основной поставщик — Калангуйский горно-обогатительный комбинат (Забайкалье), буксуют поставки природно-чистого кускового плавикового шпата горной компании «Суран» (Башкирия). Однако с середины 2011 г. заработал рудник Усугли (Улунтуйское месторождение, Читинская обл.), и поставку сварочного флюоритового концентрата начал Гарсунуйский ГОК. Кроме того, начались поставки из Мексики и Ирана по среднерыночным ценам. Положение с поставками улучшилось, но стабильным его признать нельзя.

По-прежнему электродные заводы изготавливают для своих нужд растворы связующих (силикатных жидких стекол) самостоятельно. Положение с поставками силикатной глыбы улучшилось. Стабильно работает Запорожский ПАО «Запорожстеклофлюс», производящий натриевую глыбу. Кроме ЗАО «Строительный комплекс», входящего в состав Магнитогорского меткомбината, набрал обороты Магнитогорский завод по производству и переработке стекла ООО «МагниЗа». Такая конкуренция, безусловно, идет на пользу потребителю. Глыбу поставляют в биг-бэгах.

Определенные изменения происходят на рынке ферросплавов [7, 8]. В производстве ферросплавов лидирует Китай (51 % мирового объема), далее следует ЮАР (12 %), Казахстан (5,7 %), Украина (4,5 %), Россия (3,7 %). Из производимого в России: 48 % — кремнистые сплавы, 30 % — хромистые, 16 % — марганцевые; их основные продуценты представлены в таблице.

Проблемы России с обеспечением ферромарганцем предполагалось решать строительством в 11 км от Красноярск Енисейского ферросплавного завода на базе Усинского месторождения. Однако окончательное решение о строительстве этого предприятия, по соображениям экологии, до сих пор не принято (массовые протесты населения, движение «Красноярск против»).

Основные производители ферросплавов РФ [7]

Холдинг (группа)	Предприятие	Производимые ферросплавы
Группа ЧЭМК	Челябинский электрометаллургический комбинат	FeSi
	Кузнецкие ферросплавы	FeCr, FeSi
	Юргинский завод ферросплавов	FeSiMn
ENRC (Казахстан)	Серовский завод ферросплавов	FeSi, FeCr
	Саткинский чугуноплавильный завод	FeMn
Мечел	Братский завод ферросплавов	FeSi
	Южуралникель	FeNi
	Тихвинский ферросплавный завод	FeCr
Росспецсплав	Русский хром	FeCr
	Ключевской завод ферросплавов	FeTi
Евраз	Ванадий-Тула	FeV
ОМК	Чусовской металлургический завод	FeV

Урало-Сибирской горно-металлургической компанией ведутся комплексные работы, связанные с освоением Селезеньского месторождения марганцевых руд в Таштагольском районе Кемеровской области. Выплавку марганцевых ферросплавов, в первую очередь ферросиликомарганца, будут проводить на ООО «Кузнецкие ферросплавы», где запущены в эксплуатацию плазменные печи.

Перспективно увеличение в производстве сварочных материалов доли ферросиликомарганца, отличающегося, например, в наиболее распространенной марке MnC17A низким содержанием фосфора. Российский производитель FeSiMn — группа ЧЭМК работает на импортном сырье (до 70 %). Значительными производственными мощностями обладают заводы Украины (Никопольский, Запорожский и Стахановский ферросплавные заводы), однако, из-за высокой стоимости электроэнергии, доля которой в себестоимости продукции превышает 45 %, два последних завода в декабре 2012 г. остановлены, как убыточные. При этом мощностей одного только Никопольского завода вроде бы достаточно (более 1 млн т FeSiMn и 250 тыс. FeMn), но его загрузка не превышает 25 т FeSiMn в месяц. Резко возрос ввоз в Россию ферросплавов из Болгарии, но, предположительно, это продукция индийских и грузинских производителей. В 2011 г. ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» совместно с ООО «Буткинский титан» разработали и согласовали с рядом ведущих предприятий технические условия на перспективные сплавы титана с марганцем и ферротитан, не нашедшие, к сожалению, до сих пор промышленного применения. В то же время проблемы с качественным ферротитаном успешно разрешены при

увеличении объемов выпуска Ключевским заводом ферросплавов, имеющим требуемый опыт.

Таково положение с основными ферросплавами, потребляемыми электродчиками. И отрадно отметить стабильную работу, с увеличением объемов выпуска по приемлемым ценам поставщика готовых к применению в электродных покрытиях порошков ферросплавов и металлов — ООО «Мелдис-Ферро» [9].

Несмотря на изложенные проблемы с сырьем российские производители доминируют на внутреннем рынке, но в дальнейшем для удержания позиций потребуется напряженная работа.

1. Палиевская Е. А., Сидлин З. А. Проблемы сырьевой базы производства сварочных материалов // Свароч. пр-во. — 2009. — № 9. — С. 25–31.
2. Палиевская Е. А., Сидлин З. А. Проблемы сырьевой базы производства сварочных электродов. Электродная проволока // Там же. — 2010. — № 11. — С. 38–40.
3. Желтков А. Современные технологии изготовления твердосплавных волок // МСiC. — 2013. — № 10. — С. 22–28.
4. Жирнова Т. И., Лебедев Н. М. Ультразвуковые технологии и оборудование для сталепрокатного и сварочного производства // Металлические электроды для сварки и наплавки: Материалы науч.-практ. семинара, 20–22 мая 2002 г., г. Судиславль. — М., 2002. — С. 41–44.
5. Бринюк М. В., Семенов С. Е. Улучшение потребительских характеристик сварочной проволоки // Сварщик. — 2001. — № 6. — С. 14–15.
6. Марченко А. А., Киселева С. П. О состоянии производства плавикового шпата сварочного назначения // VI Междунар. конф. по сварочным материалам. — Краснодар, 2011. — С. 130–133.
7. Леонтьев Л., Шешуков О., Катаев В. Ферросплавы на стыке науки и производства // Металлы Евразии. — 2013. — № 5. — С. 24–27.
8. Ферросплавы. Неоднозначный год // Металлург. бюл. — 2013. — № 1/2.
9. Давыдов А. В. Опыт производства мелкодисперсных порошков различных видов ферросплавов // Дуговая сварка. Материалы и качество. — Магнитогорск, 2005. — С. 231–233.

Поступила в редакцию 29.04.2014

НАПРАВЛЕНИЯ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ОБОРУДОВАНИЯ И ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ЭЛЕКТРОДОВ

М. Ф. ГНАТЕНКО, В. С. ВОРОШИЛО, А. Д. СУЧОК

ООО «ВЕЛМА». 02160, г. Киев, ул. Каунасская, 3. E-mail: welma@welma.kiev.ua

Приведены рекомендации по совершенствованию производства покрытых электродов по всей цепочке технологического процесса, включая помол компонентов покрытия, подготовку жидкого стекла и электродных стержней, подготовку обмазочных масс, опрессовку и термообработку электродов.

Ключевые слова: покрытые электроды, качество изготовления, технические и технологические решения, помол компонентов, жидкое стекло, электродные стержни, обмазочная масса, опрессовка, термообработка

На современном этапе объемы потребления и производства покрытых сварочных электродов во всем мире сокращаются. Это влечет за собой и существенное снижение внимания и соответственно уменьшение вложения средств на разработку новых технических и технологических решений в этой отрасли.

Однако электродным производствам, которые хотят остаться на рынке электродов, крайне необходимо заниматься: совершенствованием оборудования и технологии; разработкой и внедрением новых электродов с высокоэффективными сварочно-технологическими свойствами (этим направлением занимаются специалисты-разработчики электродов).

По первому направлению цель известна — существенное повышение стабильности и качества изготовления электродов при снижении соотношения: себестоимость/производительность. Это может быть достигнуто за счет ряда технических и технологических решений.

1. Стадия подготовки компонентов покрытых сварочных электродов — помол:

а) при помоле необходимо стабилизировать зерновой состав каждого компонента путем отработки соответствующих режимов работы мельницы (обороты, шары и их загрузка, время, размер частиц размалываемого компонента и масса его загрузки);

б) обеспечить получение и использование порошков разных материалов с различным необходимым зерновым составом:

– мелким ($< 0,063$ мм не менее 80 %), используя специальные мельницы или мельницы периодического действия;

– крупным ($> 0,16...< 0,355$ мм в пределах 80 %), применяя мельницы с непрерывным просевом.

Комбинируя такими зерновыми составами разных компонентов при составлении шихты, можно, с одной стороны, существенно повысить технологические (в том числе пластические) свойства обмазочных масс, а с другой — улучшить сварочно-технологические свойства электродов. Это достигается за счет:

– минимизации содержания в шихте средней фракции зернового состава ($> 0,063...< 0,16$ мм);

– наличия в шихте крупной фракции зернового состава в количестве до 30 об. % (армирующая составляющая); остальное — мелкая фракция.

Экономия в производственных издержках составит не менее 10 %.

2. Подготовка жидкого стекла:

а) разварка глыбы и получение стабильных параметров жидкого стекла (с модулем $\approx 3\pm 0,05$ и небольшой вязкостью 100...500 спз в зависимости от марки электродов) за счет применения безавтоклавного способа разварки глыбы без последующей корректировки вязкости (плотности);

б) стабилизация свойств жидкого стекла после безавтоклавного способа его получения происходит очень быстро — около суток в отстойниках с одновременным остыванием и выпадением небольшого осадка.

Далее только стабилизация жидкого стекла по температуре (с перемешиванием).

После разварки силикатной глыбы, когда ее примеси (загрязнения) и прочее уже произвели свое воздействие на свойства жидкого стекла (его характеристики) осуществлять фильтрацию его нецелесообразно (т. е. затраты без эффекта).

Таким образом, жидкое стекло будет стабильно по параметрам, что в свою очередь стабилизирует технологические свойства обмазочных масс и процесс изготовления электродов в целом. К тому же экономия затрат на его изготовление составит примерно 20 %.

3. Изготовление качественных стержней с помощью:

а) простых по конструкции, перестройке, обслуживанию станков с плавным регулированием скорости рубя;

б) эффективных размоток:

– для больших бухт (1...1,5 т) — безынерционная (без дерганий и соответственно без стержней-коротышей; спокойный запуск и остановка бухты без тормоза);

– для малых мотков (спецпровода) — вращающаяся самотормозящая (с устройством для смазки);

в) «восьмерочных» ножей для обеспечения качества реза (без подмятин и заусениц);

г) подающих роликов с накаткой и тарельчатой пружиной их поджатия — стабильность длины стержней и малый износ роликов;

д) сухарей «воронкообразных» с двух сторон.

В результате обеспечивается высокое качество стержней, минимальная отбраковка, снижение себестоимости и гарантия их стабильной опрессовки.

4. Приготовление обмазочных масс и обеспечение высокой однородности и пластичности путем:

а) использования интенсивных противоточных смесителей, что, к тому же, исключает необходимость сухого смесителя шихты:

– конструкция смесителя, в том числе рабочих органов, должна исключать образование «мертвых зон» и преждевременного образования комков массы с повышенным содержанием жидкой фазы и гидрофильных компонентов; для исключения этого важно, чтобы скорость воздействия высокоскоростного рабочего органа была достаточной для разрушения таких комков по всей высоте слоя обмазочной массы, находящейся в смесителе;

б) рационального способа пластифицирования в зависимости от состава шихты, в том числе зернового состава, типа и характеристик жидкого стекла. В результате должна быть достигнута хорошая смачиваемость частиц жидким стеклом и средняя жесткость структуры геля жидкого стекла в пленке между частицами шихты. Это достигается путем выведения системы: «шихта–жидкое стекло–пластификатор» на среднюю активность, а соответственно и среднюю жесткость геля жидкого стекла в пленке.

В итоге — высокая пластичность и стабильность процесса опрессовки покрытия особенно по разнотолщинности; повышение производительности.

5. Опрессовка электродов. Качество и стабильность достигается при:

а) стабильной подаче стержней:

– высокое качество изготовленных и применяемых стержней;

– стабильная ось подачи стержней: вертикальный сход (в том числе работа ворошителя), захват, первая проводка, подающие ролики, вторая проводка;

– плавная регулировка скорости захватывающего ролика (в зависимости от марки стали стержней, количества и типа смазки на стержнях, состояния поверхности стержней и пр.);

– регулировка расстояния между захватывающей клетью (осью захватывающего ролика) и подающей клетью (осью подающих роликов) — $x = L_{\text{ст}} - (10 \div 20)$ мм;

– регулировка расстояния между осью подающих роликов и выходом из наконечника свежи опрессовочной головки — $y = L_{\text{ст}} n$, где $L_{\text{ст}}$ — длина стержня; n — количество стержней, т. е. кратность;

б) высокой пластичности масс (рассмотрено выше);

в) большом угле заходной зоны (до 160...180°) и минимальном значении прессостатка (толщиной 10...15 мм);

г) эффективной конструкции опрессовочной головки:

– минимальная по объему опрессовочная камера между наконечником и формирующей втулкой (фильерой);

– по ходу формирования потока с диаметра гильзы до входа в фильеру не допускаются местные расширения сечения потока массы, в том числе в опрессовочной камере;

– стержень в опрессовочной камере должен быть постоянно немного поджат массой в одном поперечном направлении;

– поток массы в опрессовочной головке должен быть организован в канале, облицованном износостойкими сменными элементами;

– простой и надежной должна быть регулировка разнотолщинности покрытия электродов в ходе опрессовки за счет минимизации площади сечения сборного конуса перед фильеродержателем;

д) правильном обслуживании пресса (в том числе брикетировочного):

– исключить образование сухарей обмазочной массы и их попадание на опрессовку (очистка брикетировочного пресса, герметичное хранение брикетов, очистка уплотнения штока поршня опрессовочного цилиндра от остатков обмазочной массы, в том числе прессостатка, особенно при опрессовке электродов фтористокальциевого типа);

– своевременно производить замену изношенных рабочих элементов, в том числе уплотнения штока поршня;

ж) по зачистке торцов электродов: качественные рабочие элементы и тщательная настройка зачистной машины.

Все эти мероприятия повысят качество опрессовки электродов при увеличении производительности на 10...15 %.

6. Термообработка электродов. Наиболее энергоемкая и деликатная стадия процесса изготовления электродов. Достаточно ощутимый эффект при термообработке покрытия электродов можно достичь:

а) за счет повышения технологических, в частности сушильных свойств обмазочных масс покрытия, связанных с оптимизацией гранулометрического состава шихты; применения низковязких жидких стекол; использования определенных пластификаторов (специальных добавок);

б) за счет применения наиболее эффективно-го способа термообработки (способа нагрева), а именно, индукционного, когда нагревается стержень наведенным полем токов высокой частоты (8000 Гц). При этом направление потоков тепла и влаги в покрытии происходит в одном направлении, что резко ускоряет процесс удаления влаги. К тому же, потери тепла на процессе термообработки резко снижаются. Однако, к сожалению, реализовать этот способ на существующих производствах накладно: очень дорого и по времени долго;

в) при конвективном способе нагрева за счет совершенствования конструкции несущих рамок, исключающих травмирование покрытия электродов, с минимизацией веса рамок и путем организации оптимальных потоков теплоносителя в рабочем пространстве печи так, чтобы электро-

ды продувались вдоль их оси. Это обеспечивает равномерный подвод тепла по всей поверхности покрытия и соответственно эффективный отвод влаги при небольших скоростях обдува. При таких условиях можно термообработать, например, электроды УОНИ-13/55 диаметром 4 мм без предварительного провяливания до влажности 0,2 % за 110...120 мин.

На этой стадии можно достичь 20%-го снижения энергозатрат на процесс при одновременном повышении качества термообработки покрытия.

Представляется целесообразным настоятельно рекомендовать применение оперативного простого прибора неразрушающего контроля разнотолщинности покрытия электродов любых типоразмеров.

Немаловажным является и качественная поштучная маркировка электродов с использованием устройства легконастраиваемого и обслуживаемого.

В заключение хотелось бы отметить, что по всем рассмотренным направлениям у нас имеются конкретные конструктивные и технологические решения, проверенные и реализованные в оборудовании и на производствах.

Оптимизация остальных составляющих электродного производства должна осуществляться руководителями производств на современном уровне (кадры, обучение и аттестация, сырье, все виды контроля и учета, сертификационные испытания, упаковка, реклама, сбыт и пр.).

Поступила в редакцию 16.04.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ПРОБЛЕМЫ СОВРЕМЕННОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ.

НАН Украины. – К. Академперіодика, 2013. – 583 с.

Двухтомное издание посвящено актуальным проблемам современного материаловедения — созданию материалов с наперед заданными свойствами, методов их соединения и обработки для применения в металлургии, машино- и приборостроении, авиационной и космической технике, инструментах и электронике. Рассмотрены состояние научных исследований по указанным проблемам, его изменение за последние 5 лет, перспективы дальнейшего развития. В издание вошли обзорные статьи, подготовленные известными учеными-материаловедами.

В первый том включены три раздела: сварочные процессы и технологии, металлургические процессы и технологии и конструкционные материалы. Во второй том включены два раздела:

функциональные и композиционные материалы и физико-химическая механика и прочность материалов.

Для специалистов, занятых в различных областях материаловедения, а также для преподавателей, аспирантов и студентов вузов.

Заказы на книги просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

ПОДПИСКА — 2014 на журнал «Автоматическая сварка»

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

В стоимость подписки включена 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 **www.patonpublishinghouse.com**.

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

Подписка возможна на отдельные выпуски и на весь архив, включающий все выпуски за 2009–2013 гг. и текущие выпуски 2014 г.

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

Подписано к печати 29.05.2014. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 51,05. Усл.-отт. 54,2. Уч.-изд. л. 60,00 + 8 цв. вклеек.
Печать ООО «Фирма «Эссе».
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

Украинское общество неразрушающего контроля и технической диагностики



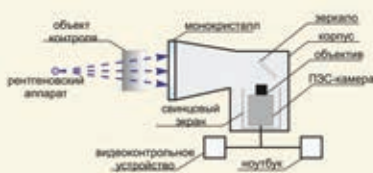
ФЛЭШ-РАДИОГРАФИЯ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины



Флэш-радиография (Ф/Р) – самый быстрый и наглядный, без расходных материалов и промежуточных носителей информации, портативный рентгентелевизионный контроль с чувствительностью – 1...1,5 %. Для Ф/Р может быть использовано рентгеновское оборудование, имеющееся у Заказчика. Для оформления контракта на изготовление Ф/Р-преобразователя надо указать: размеры желаемого экрана $10^2 \dots 10^3 \text{ см}^2$, подвижность объекта, размеры недопустимых дефектов, требования к обработке и передаче информации.

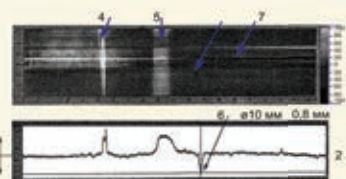
При Ф/Р на экране ноутбука можно сравнивать, совмещать, корректировать радиационное и оптическое изображения объекта, увеличивать интересные фрагменты, накладывать их, делать другие процедуры в соответствии с цифровыми компьютерными технологиями (ИТ).



Принципиальная схема телевидеоаппаратуры для флэш-радиографии



Размещение портативной Ф/Р аппаратуры на четырехточечном трубопроводе



Рентгенограмма и график распределения плотности почернения на изображении кольцевого шва трубопровода с теплоизоляцией и обшивкой

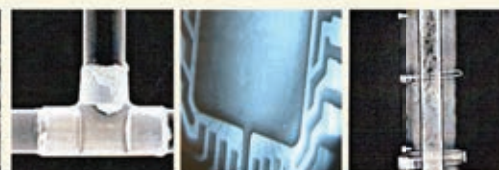
В отличие от традиционных видов цифрового радиационного контроля при Ф/Р не требуются:

промежуточные носители информации в виде рентгеновских пленок, усиливающих экранов, фосфористические пластины, средства считывания информации, а также химикаты, специальные помещения.

В традиционной радиографии с промежуточными носителями информации (пленки, полупроводниковые пластины) стоимость контроля зависит от количества экспозиций. В случае Ф/Р с увеличением объемов контроля – относительная стоимость экспозиции снижается. Это повышает рентабельность контроля. Объекты обследуются многократно с мгновенным получением результатов на экране ноутбука с ИТ-обработкой.



Оценка пористости по пятибалльной шкале 1-5



Применение Ф/Р в промышленности: пайка медных труб, срагмент микросхемы X100, коррозия под изоляцией



Применение преобразователей фирмы «Hamamatsu» в стоматологии



Примеры Ф/Р изображений: хомут электрокабеля, отливка, клапан вентиля, полученные с использованием ПЗС-преобразователей разных фирм

Контакты:

Тел.: (044) 200-46-66, 200-80-57, факс: (044) 205-31-66.
E-mail: ndt@paton.kiev.ua, uonktd@ukr.net

Использованы иллюстрации из журналов «Техническая диагностика и неразрушающий контроль», №1, 2013 г. и «Территория NDT», №4, 2013 г.

СЕДЬМАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»

Украина, Одесса, отель «Курортный» (www.inkurort.com)
15 – 19 сентября 2014 г.



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

*Конференция посвящена памяти
академика НАНУ В.И. Махненко*

Тематика конференции

Математическое моделирование:

- ♦ физических явлений, определяющих эффективность и распределение тепловложений при сварочном нагреве;
- ♦ процесса переноса металла при сварке;
- ♦ образования и гидродинамики сварочной ванны при сварке плавлением сплошных и пористых материалов;
- ♦ кристаллизации сварочной ванны, химического состава зоны проплавления и образования химической неоднородности;
- ♦ кинетики микроструктурных изменений при одно- и многопроходной сварке;
- ♦ зависимости химический состав — микроструктура — механические свойства;
- ♦ кинетики деформационных процессов в температурных интервалах образования горячих трещин и условий их предупреждения;

- ♦ термдеформационных процессов при сварке давлением с учетом больших деформаций;
- ♦ транспорта водорода в сварных соединениях;
- ♦ оценки риска образования холодных (водородных) трещин;
- ♦ остаточных напряжений и деформаций при многопроходной сварке с учетом изменений микроструктуры металла;
- ♦ деградации свойств материала сварных соединений под воздействием высоких температур, химически агрессивных сред и ядерного облучения;
- ♦ процесса идентификации дефектов в сварных соединениях при неразрушающих методах испытаний.

**Информационные технологии в сварке,
наплавке и нанесении покрытий.**

- ♦ Рабочие языки конференции — украинский, русский, английский.
- ♦ Для участия в конференции необходимо заполнить регистрационную карточку и направить ее в Оргкомитет до 23 июня 2014 г. К началу конференции будут изданы тезисы докладов.
- ♦ Требования к оформлению тезисов. Текст следует набирать на одном из рабочих языков в редакторе WORD (кегель 12, через 1,5 интервала). Объем тезисов — 1 страница.

Основные даты

Подача заявок на участие и тезисов докладов до 23.06.2014 г. Рассылка второго информационного сообщения до 01.07.2014 г. Рассылка приглашений на конференцию и подтверждение участия до 15.07.2014 г. Оплата организационного взноса производится на основании счетов Оргкомитета или непосредственно во время проведения конференции.

Оргкомитет

Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua, romanova@paton.kiev.ua
www.pwi-scientists.com/eng/mmi2014 | www.patonpublishinghouse.com

