



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона

С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),

В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,

А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,

И. В. Кривцун, Ю. Н. Ланкин,

Л. М. Лобанов,

В. Д. Позняков, И. А. Рябцев,

В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины

М. Н. Брыков, ЗНТГУ, Запорожье,

В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,

В. Ф. Квасницкий, НУК, Николаев,

В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев

Зарубежные ученые

Н. П. Алешин

МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ

Гуань Цяо

Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай

А. С. Зубченко

ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ

М. Зиниград

Ун-т Иудеи и Самарии, Ариэль, Израиль

В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ

У. Райсген

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия

Я. Пилярчик

Ин-т сварки, Гливице, Польша

О. И. Стеклов

РНТСо, Москва, РФ

Г. А. Туричин

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

Редакторы

Т. В. Юштина, Н. А. Притула

Электронная верстка

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

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ

03680, Украина, Киев-150,

ул. Боженко, 11

Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277

Факс: (38044) 200 5484, 200 8277

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Учредители

Национальная академия наук Украины,

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,

МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной

регистрации KB 4788 от 09.01.2001

ISSN 0005-111X

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

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Кучук-Яценко С.И., Казымов Б.И., Загадарчук В.Ф., Дидковский А.В.* Разработка технологии комбинированного соединения неповоротных стыков толстостенных труб из высокопрочных сталей 3
- Харламов М.Ю., Кривцун И.В., Коржик В.Н., Ткачук В.И., Шевченко В.Е., Юлюгин В.К., Ву Бойи, Ситко А.И., Ярош В.Е.* Моделирование характеристик плазмы сжатой дуги при воздушно-плазменной резке на прямой и обратной полярностях 11
- Позняков В.Д., Шелягин В.Д., Жданов С.Л., Максименко А.А., Завдоев А.В., Бернацкий А.В.* Лазерно-дуговая сварка высокопрочных сталей с пределом текучести более 700 МПа 20
- Борисов Б.С., Астахов Е.А., Мурашов А.П., Грищенко А.П., Вигилянская Н.В., Коломыцев М.В.* Исследование структуры и свойств газотермических покрытий системы WC-Co-Cr, полученных высокоскоростными методами напыления 26

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Махлин Н.М.* Особенности бесконтактных возбуждений дуги переменного тока 30
- Хоменко Е.В., Гречанюк Н.И., Затовский В.Г.* Современные композиционные материалы для коммутационной и сварочной техники. Часть 1. Порошковые композиционные материалы 38
- Перемитько В.В., Кузнецов В.Д.* Влияние фракционного состава абразивной массы на износостойкость наплавленного металла 45
- Бабинец А.А.* Методика оценки термической стойкости многослойного наплавленного металла 49
- Маковецкая О.К.* Состояние и тенденции развития мирового рынка основных конструкционных материалов и сварочной техники 54

ХРОНИКА

- Международная конференция по лазерным технологиям состоялась в Украине 62
- Конференция сварщиков в Томске 29
- В ассоциации «Электрод» 63

ИНФОРМАЦИЯ

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

Scientists of PWI, Kyiv

S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),

V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,

A. T. Zelnichenko, V. V. Knysh,

I. V. Krivtsun, Yu. N. Lankin,

L. M. Lobanov,

V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,

V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

Scientists of Ukrainian Universities

M. N. Brykov, ZNTSU, Zaporozhje

V. V. Dmitrik, NTU «KhPI», Kharkov

V. F. Kvasnitskii, NUS, Nikolaev

V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv

Foreign Scientists

N. P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A. S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

College of Judea & Samaria, Ariel, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisgen

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

O. I. Steklov

Welding Society, Moscow, Russia

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia

Editors

T. V. Yushchina, N. A. Pritula

Electron galley

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

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine

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

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

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,

Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine,

IA «Welding» (Publisher)

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

ISSN 0005-111X

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

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

Published monthly

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Kuchuk-Yatsenko S.I., Kazymov B.I., Zagadarchuk V.F.,*
Didkovsky A.V. Development of technology of combined joining
of position weld butts of high-strength steel thick-walled pipes 3
- Kharlamov M.Yu., Krivtsun I.V., Korzhik V.N., Tkachuk V.I.,*
Shevchenko V.E., Ulugin V.K., Wu Boyi, Sitko A.I., Jarosh V.E.
Modeling of characteristics of constricted arc plasma in
air-plasma cutting at straight and reverse polarity 11
- Poznyakov V.D., Shelyagin V.D., Zhdanov S.L., Maksimenko A.A.,*
Zavdoveev A.V., Bernatsky A.V. Laser-arc welding of
high-strength steels with yield strength of more than 700 MPa 20
- Borisov B.S., Astakhov E.A., Murashov A.P., Grishchenko A.P.,*
Vigilyanskaya N.V., Kolomytsev M.V. Investigation of structure
and properties of gas-thermal coatings of WC-Co-Cr system,
produced by high-speed methods of spraying 26

INDUSTRIAL

- Makhlin N.M.* Peculiarities of contact-free exciting of AC arcs 30
- Khomenkko E.V., Grechanyuk N.I., Zatovsky V.G.* Advanced
composite materials for commutation and welding engineering.
Part 1. Powder composite materials 38
- Peremitko V.V., Kuznetsov V.D.* Effect of fraction composition
of abrasive mass on wear resistance of deposited metal 45
- Babinets A.A.* Method of evaluation of thermal resistance of
multilayer deposited metal 49
- Makovetskaya O.K.* State-of-the-art and tendency of development
of world market of main structural materials and welding equip-
ment 54

NEWS

- International Conference on Laser Technologies, held
in Ukraine 62
- Conference of Welders in Tomsk 29
- In Association «Elektrod» 63

INFORMATION



УДК 621.791:621.643.411

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ КОМБИНИРОВАННОГО СОЕДИНЕНИЯ НЕПОВОРОТНЫХ СТЫКОВ ТОЛСТОСТЕННЫХ ТРУБ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

С.И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, Б.И. КАЗЫМОВ, В.Ф. ЗАГАДАРЧУК, А.В. ДИДКОВСКИЙ
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Современные трубопроводные системы рассчитаны на высокие рабочие давления. При строительстве таких систем применяют трубы с толщиной стенки до 40 мм. Для соединения таких труб разрабатываются новые более эффективные методы, в том числе комбинированные. Технология комбинированной сварки предусматривает сварку корневого и заполняющих швов различными методами. Для повышения темпов строительства и качества сварки предлагается корневой шов сваривать контактной сваркой оплавлением, а заполняющие слои электродуговой автоматической сваркой. Целью настоящей работы является исследование особенностей формирования соединений, выполненных контактной сваркой оплавлением корневых швов при сварке труб с толщиной более 20 мм с различной разделкой кромок, а также исследование качества соединений корневых швов и комбинированных соединений. Проведено исследование влияния разделки кромок на процесс сварки и формирование соединения в условиях повышенного отвода тепла из зоны сварки при оплавлении. Разработана технология контактной сварки корневых швов неповоротных стыков толстостенных труб из высокопрочных сталей, совмещенная с электродуговой сваркой. Определены оптимальные параметры режимов контактной сварки оплавлением при различной толщине выступов разделки корневых швов. Установлен уровень влияния электродуговой сварки на свойства корневых швов, в том числе на повышение вязких свойств сварных соединений. Проведены всесторонние механические испытания соединений корневых швов, выполненных контактной сваркой оплавлением и в сочетании с электродуговой сваркой, свидетельствующие о практической их равнопрочности с основным металлом. Такой комбинированный процесс позволит значительно упростить и ускорить процесс сборки и сварки корневого шва, который предопределяет производительность всего процесса сварки неповоротных стыков. При этом обеспечивается высокая надежность качества корневых швов и всего соединения. Библиогр. 14, рис. 8.

Ключевые слова: контактная сварка оплавлением, электродуговая сварка, толстостенные трубы, разделка кромок, неповоротные стыки, корневой шов, комбинированное соединение, технологический зазор, теплоотвод, параметры сварки, распределение температуры, механические испытания

В современных энергетических системах, в том числе и в газотранспортных, рассчитанных на высокие давления, широко используются трубопроводы, сооружаемые из толстостенных труб, изготовленных из высокопрочных сталей [1, 2]. Соединение таких труб представляет собой трудоемкую и ответственную операцию, которая выполняется в полевых условиях, как правило, электродуговой сваркой (ЭДС) высококвалифицированными специалистами. Для электродуговых технологий сварки необходима специальная подготовка торцов труб перед сваркой — изготовление разделки кромок, от геометрической формы и размеров которой во многом зависит качество и механические свойства соединений (рис. 1) [1, 3].

Наиболее сложной и ответственной технологической операцией ЭДС труб является сварка корневого шва. Опыт применения сварки неповоротных стыков различных трубопроводов свидетельствует о том, что большая часть дефектов, выявляемых в них при неразрушающем контроле приходится на корневые швы. Весьма перспективными

для сварки неповоротных стыков толстостенных труб являются комплексы орбитальной электродуговой сварки в среде защитного газа компании CRC-Evans AW. Отличительной особенностью этой технологии являются жесткие требования к геометрическим параметрам разделки и сборки труб перед сваркой, обеспечивающие при сварке требуемую величину зазоров. При этом первую технологическую операцию — сварку корня шва выполняют отдельной установкой с использованием сварочных материалов, отличающихся от используемых для заполнения разделки кромок. Размеры корневой части разделки контролируются шаблоном и должны находиться в пределах десятых долей миллиметра. При этом не всегда удается достигнуть таких же высоких требований по уровню сборки тяжеловесных и крупногабаритных труб перед сваркой на отсутствие недопустимых зазоров и смещений между ними при монтаже в полевых условиях.

Многолетний опыт применения контактной сварки оплавлением (КСО) различных трубопроводов диаметром 114...1420 мм с толщиной



стенки 5...20 мм свидетельствует о высокой эксплуатационной надежности сварных соединений труб, выполненных КСО в различных климатических условиях, в том числе районах Крайнего Севера, при строительстве различных трубопроводов [4, 5]. За последние десятилетия таким способом сварено около 50 тыс. км трубопроводов, которые успешно эксплуатируются. Промышленностью освоен выпуск оборудования для КСО труб, в частности, сварочных машин К584 для труб диаметром 114...325 мм с толщиной стенки 5...14 мм, а также машин типа К830 и К700 для труб диаметром 1220 и 1420 мм с толщиной стенки 12,7...20 мм.

Для сварки труб с большей толщиной стенки (более 20 мм) требуется новое поколение сварочных машин, что связано прежде всего с увеличением их установленной электрической мощности

и усилия осадки. Проекты таких машин разработаны в ИЭС им. Е.О. Патона. Для их промышленной реализации необходимы соответствующие заказы и потенциальные объемы производства.

Наряду с этим, учитывая имеющийся парк машин для КСО труб, представляется целесообразным использовать их для реализации технологии комбинированной сварки, объединяющей два технологических процесса: сварку корневого шва КСО и последующее заполнение оставшейся разделки кромок ЭДС [6]. Этот метод позволяет значительно упростить и ускорить процесс сборки и сварки корневого шва, который предопределяет производительность сварочных работ неповоротных стыков труб. При этом обеспечивается высокая надежность качества корневых швов и всего комбинированного соединения. Для выполнения корневых швов толстостенных труб может быть использован весь имеющийся парк машин для КСО без его существенной реконструкции.

Для КСО корневого шва необходимо на торцах труб с заводской (стандартной) разделкой кромок (рис. 1, а) выполнить специальную разделку (рис. 1, б). Заводская (стандартная) разделка на торцах труб, поставляемых на трассу, может переделываться в полевых условиях под разные методы ЭДС [3] с целью экономии сварочных материалов. Параметры разделки зависят от толщины стенки труб и способа сварки как корневого, так и заполняющих слоев дуговых швов. При выполнении разделки стремятся уменьшить количество удаляемого металла труб. Для сравнения на рис. 1, в приведена схема разделки торцов в состоянии сборки труб для сварки по методу CRC-Evans AW.

Параметры разделки для КСО корневых швов толстостенных труб могут изменяться в широких пределах и значительно отличаться от параметров разделок известных методов ЭДС. Это позволяет при сварке комбинированных соединений минимизировать энергозатраты при подготовке и сварке труб, повысить производительность работ, снизить расход сварочных материалов для ЭДС, стоимость которых в 2...3 раза превосходит стоимость материала труб. Последнее особенно важно при строительстве трубопроводов в отдаленных районах, когда для ЭДС приходится доставлять большое количество сварочных материалов.

Целью настоящей работы является разработка технологии КСО корневых швов при строительстве трубопроводов с толщиной стенки более 20 мм, а также исследование качества, определение механических свойств корневых швов и комбинированных соединений.

Исследование технологии сварки корневых швов выполняли на секторах шириной 100...200 мм из

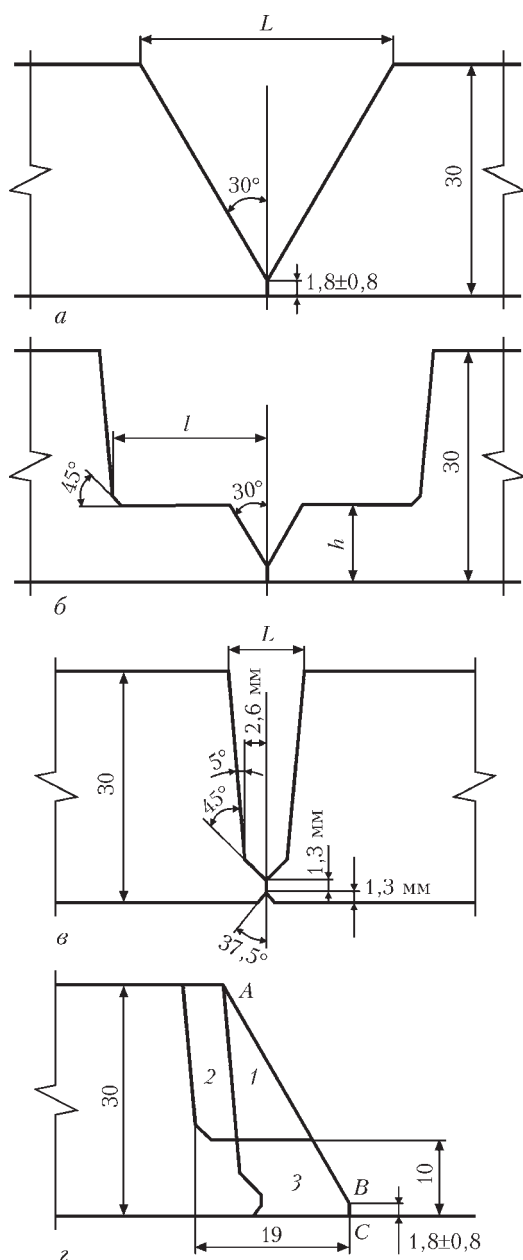


Рис. 1. Схемы разделки кромок: для ручной электродуговой сварки (а); КСО (б); CRC (в); совмещенные схемы (г)

труб диаметром 219×20 и 325×25 мм из углеродистой стали и толстостенных труб современного производства диаметром 1219×27 мм стали 10Г2ФБ. Для отработки режима сварки корневых швов толщиной 6...12 мм использовали также пластины из стального проката углеродистых сталей толщиной до 30 мм. Сварку секторов и пластин выполняли на лабораторной установке с программным управлением основными параметрами режима [7]. Для апробации режимов сварки были взяты трубы диаметром 219×20 мм из стали 20Г. Трубы сваривали на машине К584 с использованием программы, по которой основные параметры изменялись в функции перемещения, что позволяло выполнять заданные припуски на оплавление и осадку с точностью ±0,5 мм.

Качество исследуемых стыков оценивали по результатам механических испытаний, которые проводились в соответствии с действующими стандартами, а также по результатам металлографического анализа соединений и фактографических исследований изломов образцов, специально разрушенных по корневому шву.

Для КСО корневого шва на торцах труб выполняли разделку кромок с параметрами выступов h и l как показано на рис. 1, б. Разделку изготавливали за счет уменьшения толщины стенки трубы со стороны наружной поверхности трубы. Для этих целей применяют стандартное оборудование — мобильные кромкострогальные агрегаты. После сварки выступов образуется корневой шов. Схема корневого шва, выполненного КСО, показана на рис. 2, а. После получения соединения необходимо удалить усиление корневого шва и наплывы металла и заполнить оставшуюся часть разделки ЭДС.

При определении геометрических размеров разделки кромок под КСО труб следует учитывать, что с уменьшением толщины выступов увеличивается объем механической обработки торцов, а также объем разделки для ее заполнения ЭДС.

На рис. 1, з представлена для сравнения схема разделок труб с толщиной стенки 30 мм для комбинированных технологий сварки. Аналогом для сравнения выбраны разделки: заводская — обозначена контуром А–В–С (рис. 1, з) и по технологии CRC (рис. 1, в). Части кромок, удаляемые при различных методах сварки, обозначены 1, 2 и 3. Для КСО корневых швов $h = 6...7$ мм удаляется участок 1, а при сварке $h > 7$ мм участок 1+2. При CRC соответственно участки 1+3. Из сравнения участков 2 и 3 видно, что участок 2 по площади примерно равен участку 3. Следовательно, трудоемкость подготовки кромок при КСО не превышает объема работ CRC.

В процессе исследований параметры разделки изменяли в интервале $h = 6...12$ мм, а $l = 10...22$

мм. При этом во всех случаях ширина разделки кромок L (рис. 2, а) по наружной поверхности труб оставалась равной заданному размеру для выполнения заполняющего шва ЭДС.

При КСО выступы разделки укорачиваются на величину припуска на сварку $\Delta_{\text{св}} = \Delta_{\text{опл.}} + \Delta_{\text{осад.}}$ (припуски на оплавление и осадку). При выборе величины параметра разделки l необходимо учитывать не только припуск на сварку, но и особенности образования соединения КСО, когда при осадке на поверхности корневого шва между кромками разделки формируется усиление. На рис. 2, а представлена схема соединения, полученного при оптимальном соотношении указанных

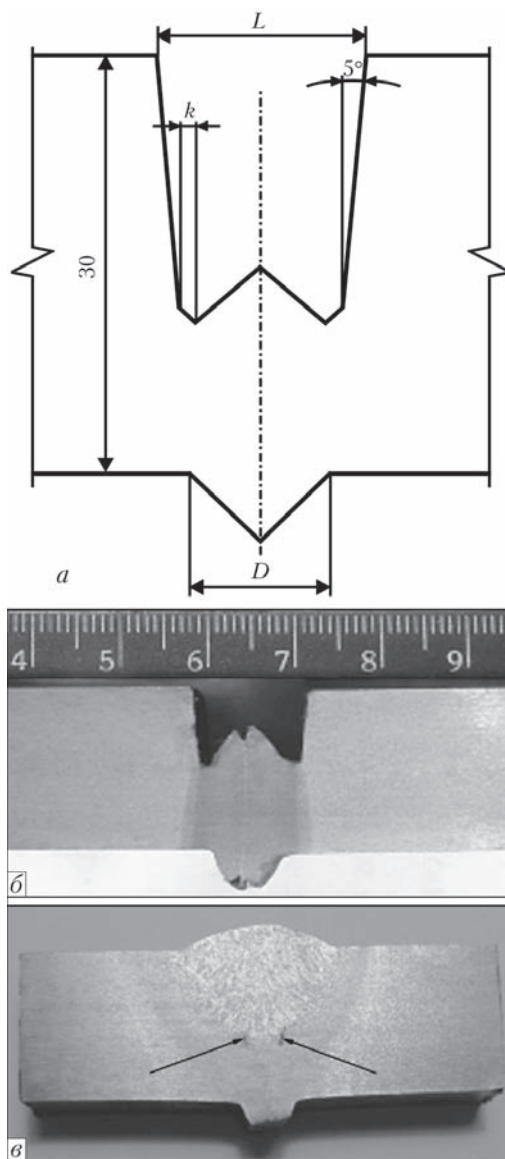


Рис. 2. Схема и макрошлиф соединений: а — схема корневого шва, выполненного на оптимальном режиме КСО (D — ширина усиления; L — расстояние между кромками по наружной поверхности; k — технологический зазор между кромками и усилением); б — макрошлиф корневого шва; в — макрошлиф комбинированного соединения при нарушении параметров режима сварки (стрелками показано несплавление металла шва)

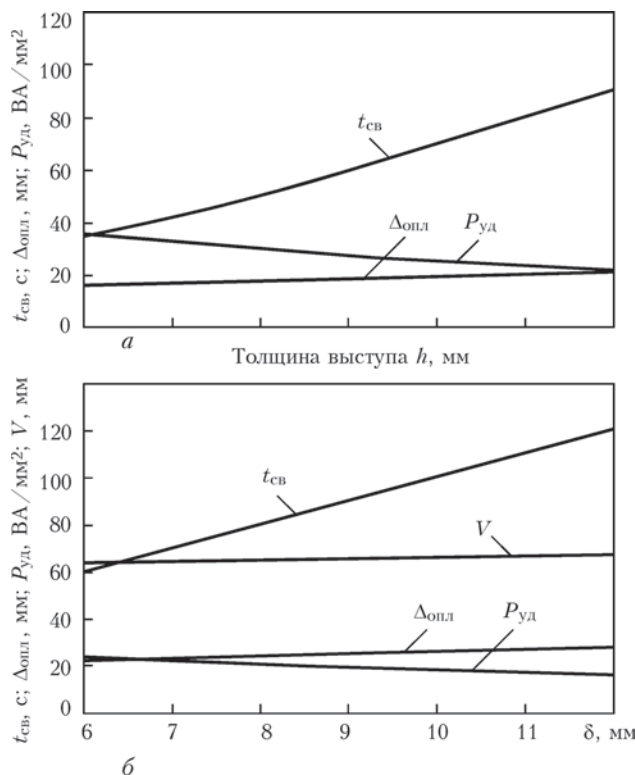


Рис. 3. Зависимость параметров сварки от толщины выступов h (а); толщины стенки труб (б), где $t_{св}$ — длительность процесса сварки; $\Delta_{опл}$ — припуск на оплавление; $P_{уд}$ — удельная мощность в конечный период оплавления; V — величина вылета кромок из токоподводящих зажимов

параметров с учетом размера усиления. При нарушении этого требования происходит сжатие усиления с наплывами окисленного металла кромками разделки. После удаления верхней части усиления с наплывами металла, особенно при визуальной оценке зачистки сварного соединения и готовности разделки к заполнению ЭДС, может появиться ложное представление о полном удалении усиления. В действительности между кромками разделки и оставшейся частью усиления появятся зажатые прослойки окисленного металла, которые трудно переплавить ЭДС при заполнении разделки. Макроструктура комбинированного соединения с прослойками окисленного металла в корневом шве представлена на рис. 2, в. Для того, чтобы гарантировать образование качественного соединения без подобного дефекта, между усилением и кромками разделки должен быть предусмотрен технологический зазор k (рис. 2, а).

Экспериментальным путем установлено, что при сварке корневых швов с параметром разделки $h = 6 \dots 12$ мм технологический зазор k должен быть $1,5 \dots 2$ мм. Таким образом, параметр разделки l перед КСО толстостенных труб с толщиной стенки $\delta > 20$ мм определяется зависимостью: $l = \Delta_{св}/2 + D/2 + k$, где D — ширина усиления корня шва. Поскольку нашими исследованиями установлено, что $D/2 + k \sim h/2$, то параметр выступов раздел-

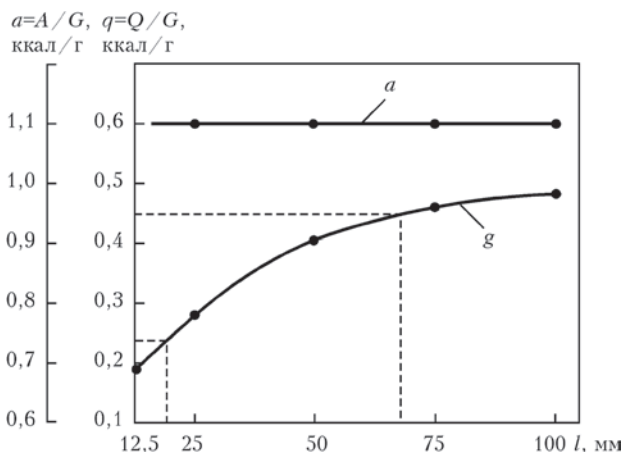


Рис. 4. Зависимость удельного количества накопленной (g) и израсходованной (a) энергии от величины вылетов при сварке секторов толщиной 10 мм

ки $l = \Delta_{св}/2 + h/2$, где h — толщина выступа в разделке кромок.

При определении оптимальных режимов КСО труб с различными параметрами разделки торцов необходимо, прежде всего, учитывать комплексное влияние толщины выступов h на основные показатели процесса оплавления. Как видно из графика рис. 3, а с увеличением параметра h возрастает длительность процесса сварки и припуск на оплавление, снижается удельная потребляемая мощность. При сварке толстостенных труб с разделкой кромок на идентичных режимах формирование соединения будет происходить в условиях более интенсивного теплоотвода из зоны сварки в тело толстостенной трубы. Конфигурация торцов труб с разделкой создает условия нагрева, которые имеют место при сварке труб с уменьшенными вылетами. В первом случае тепло отводится в массивные объемы металла, во втором — в токоподводящие зажимы. На рис. 4 показана зависимость количества накопленного в зоне нагрева тепла от величины вылетов из зажимов сварочной машины при оплавлении секторов труб с толщиной стенки $\delta = 10$ мм, полученная калометрированием оплавленных образцов. Уменьшение вылетов секторов при сварке в 3,5 раза привело к увеличению потерь энергии на 45...50 %. Приведенные данные относятся к условиям нагрева при оплавлении секторов, когда теплоотвод в зажимы происходит с двух сторон. Эти потери меньше при одностороннем теплоотводе при сварке труб, но они могут существенно влиять на формирование соединений при минимальных расстояниях от зажимов до зоны сварки.

Данные, приведенные на графике рис. 3, б, соответствуют режимам КСО труб с толщиной стенки $6 \dots 12$ мм на машинах К584. Например, при сварке труб толщиной 10 мм без разделки, как видно из графика рис. 3, б, величина вылетов из зажимов

должна быть не менее 68 мм, что в 3,5 раза превышает длину выступов l разделки при $h = 10$ мм.

На рис. 5 (кривая 1) приведено распределение температуры на участке протяженностью 12 мм от поверхности оплавления при сварке труб диаметром 219 мм с толщиной стенки $\delta = 10$ мм на нормативном режиме (расстояние между токоподводящими зажимами 68 мм, $t_{св} = 95$ с), обеспечивающем качественную сварку.

Кривая 2 на рис. 5 характеризует распределение температуры на том же участке зоны термического влияния (ЗТВ) образцов толстостенных труб с толщиной стенки $\delta > 20$ мм с параметрами разделки кромок $h = 10$ мм и $l = 19$ мм. Температура на исследуемом участке ниже на $100...150$ °С. При испытаниях стандартных образцов из этих соединений на изгиб показатели были нестабильны. В отдельных образцах имели место трещины по зоне соединения.

Потери на теплоотвод в определенной степени могут быть компенсированы за счет повышения интенсивности источника нагрева при оплавлении в различные его периоды, предусмотренные программой.

Ужесточение режимов сварки при всех исследуемых толщинах выступов также приводит к увеличению удельных давлений, необходимых для получения качественных соединений. Поэтому при создании специализированного оборудования для комбинированной сварки нельзя рассчитывать на существенное снижение мощности и его массы по крайней мере для принятого соотношения размеров выступов разделки. С увеличением длины выступов l режимы сварки труб будут приближаться к принятым для соответствующих толщин стенок труб без разделки и снижение энергетических показателей будет более ощутимым.

Следует отметить, что при оптимизации формы разделки для комбинированной сварки энергетические показатели оборудования не являются доминирующими. Сокращение времени сварки корневого шва до 1...2 мин независимо от диаметра труб позволяет повысить производительность общего технологического потока при строительстве трубопроводов.

При определении оптимальной толщины h выступов разделки весьма существенным показателем является толерантность принятой технологии к точности сборки труб перед сваркой. С увеличением толщины выступов разделки смещения кромок и влияние величины зазора между ними в меньшей степени влияют на качество соединений и допустимые отклонения могут быть шире. С этой точки зрения толщины выступов в пределах 8...12 мм представляются наиболее приемлимыми.

В результате проведенных исследований разработаны режимы сварки толстостенных труб диаметром 219 мм с толщиной стенки $\delta = 20$ мм с разделкой кромок на машине K584. При этом толщина выступов разделки изменялась в пределах 6...12 мм, а размер L разделки оставался неизменным, равным заданному значению. На графиках рис. 3, а приведены оптимальные значения основных параметров сварки на жестких режимах, обеспечивающих качественные соединения при различной толщине выступов. Оптимальный режим характеризуется повышенной удельной мощностью (30 %), меньшим временем сварки (на 20...40 %) и меньшим припуском на сварку (на 20...30 %), чем рекомендуемый для труб с такими же толщинами стенок. Такие соединения отличаются узкой зоной термического влияния, величина которой не превышает параметра разделки l . Макрошлиф такого соединения с параметром разделки $h = 10$ мм показан на рис. 2, б.

Распределение температуры в зоне нагрева при сварке на таких режимах корневых швов толщиной 10 мм приведено на рис. 5, кривая 3. Сравнение кривых 2 и 3 показывает, что повышение концентрации нагрева за счет увеличения мощности на всех этапах сварки позволило получить в приконтактных участках распределение температуры, необходимой для формирования качественных соединений (рис. 5, кривая 3).

Всесторонние механические испытания корневых швов всех исследуемых толщин, выполненных на оптимальных режимах, подтвердило высокое качество соединений.

Соединения корневых швов низколегированной стали группы прочности Х70, выполненных на оптимальных режимах, показали высокие и стабильные результаты. Образцы на разрыв разрушались по корню, включающему в основном всю

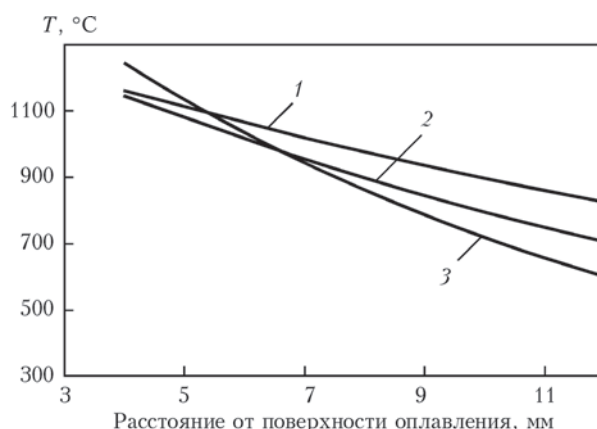


Рис. 5. Линейное распределение температуры при сварке трубы диаметром 219×10 мм на регламентированном режиме (кривая 1); корневого шва ($h = 10$ мм) трубы диаметром 219×20 мм на регламентированном режиме (2); корневого шва ($h = 10$ мм) трубы диаметром 219×20 мм на оптимальном режиме (3)

зону сварки (рис. 6, а). Разрушающие напряжения находились в пределах $\sigma_p = 640 \dots 657$ МПа, что выше прочности металла труб $\sigma_{вр.м.тр.} = 610$ МПа. Это объясняется тем, что пластическая деформация сосредоточена в узкой зоне корневого шва с малым поперечным сечением, что приводит к механическому упрочнению металла всех участков корня.

После разрушения образцы имели изломы, которые определяются как вязкие, что свидетельствует о пластичности корневого шва. Эти данные подтверждаются испытаниями корневых швов на загиб. Ввиду малой протяженности деформируемого участка (корневого шва), расположенного в разделке кромок, в металле возникают большие напряжения. Несмотря на столь жесткие испытания, образцы имели угол изгиба 180° без трещин в зоне сварки (рис. 6, б). Прочность корневых швов на трубах стали 20 имели $\sigma_p = 534 \dots 559$ МПа, а прочность металла труб $\sigma_{вр.м.тр.} = 518$ МПа.

Поверхности изломов корневых швов, разрушенных при испытаниях на разрыв, имели однородный развитый рельеф, без дефектов сварки.

Следующим этапом проведенных исследований являлось изучение свойств комбинированных соединений. Комбинированные соединения получали путем заполнения образующейся в результате сварки корневого шва разделки ручной ЭДС. Перед наплавкой в разделке кромок удаляли усиление и наплывы металла соединения КСО.

Наплавку проводили электродами УОНИ-45/55 на режимах, рекомендованных для сварки стальных изделий. Все соединения показали высокие свойства, отвечающие требованиям нормативных документов [3, 8]. На рис. 7 представлены ма-

крошлиф и образцы после испытаний на разрыв и изгиб. Прочность и пластичность соединений соответствует аналогичным показателям металла труб. Разрывные образцы разрушались за зоной сварки по металлу труб. Изогнутые образцы при углах 180° не имели трещин.

При заполнении разделки кромок ЭДС металл корневого шва испытывает тепловое воздействие, которое по своей природе проявляется как термическая обработка. Измерения температуры металла в контрольных точках вдоль шва на стороне поверхности под разделкой кромок показали, что ее значения на элементарном участке при различных условиях ЭДС может быть в диапазоне температур от 600 до 1150°C .

Эффективность теплового воздействия различных режимов ЭДС на свойства комбинированных соединений оценивали по показателям ударной вязкости. Ударную вязкость KCV определяли на стандартных образцах с острым надрезом. Надрез изготавливали по толщине стенки трубы. При этом доля соединения КСО составляла $30 \dots 50\%$. Такие образцы в наибольшей мере определяют вязкие свойства соединений с различным состоянием металла комбинированного шва, одна часть которого выполнена на КСО без литого металла, другая — ЭДС с литым металлом.

Результаты исследований показали заметное воздействие на металл корневых швов термического цикла ЭДС при температурах выше критической точки A_{C3} , т. е. при температурах нормализации. Такой способ термообработки рекомендуется для повышения показателей ударной вязкости соединений КСО [9, 10].

При наплавке корневого шва толщиной $6 \dots 10$ мм длительность пребывания металла при температурах $900 \dots 1150^\circ\text{C}$ на отдельных участках шва, независимо от его толщины, была в пределах $T_{нагр.} = 20 \dots 30$ с. В результате такого разброса параметров термического воздействия наблюдается большая разница между максимальными и минимальными показателями ударной вязкости на одном и том же сварном шве. Ударная вязкость образцов соединений стали 20 составляла: при температуре $+20^\circ\text{C}$ — $(62 \dots 142)/83$ Дж/см², при -20°C — $(20 \dots 51)/39$ Дж/см². Металл труб стали 20 при -20°C $(23 \dots 49)/40$ Дж/см². Соединения трубной стали 10Г2ФБ показали ударную вязкость при $+20^\circ\text{C}$ — $(96 \dots 206)/114$ Дж/см², при -20°C $(20 \dots 49)/42$ Дж/см². При отрицательной температуре появляются единичные образцы, которые имеют показатели ниже минимально требуемых значений. Однако они не оказывают отрицательного влияния на эксплуатационные свойства сварных соединений труб полного сечения. Об

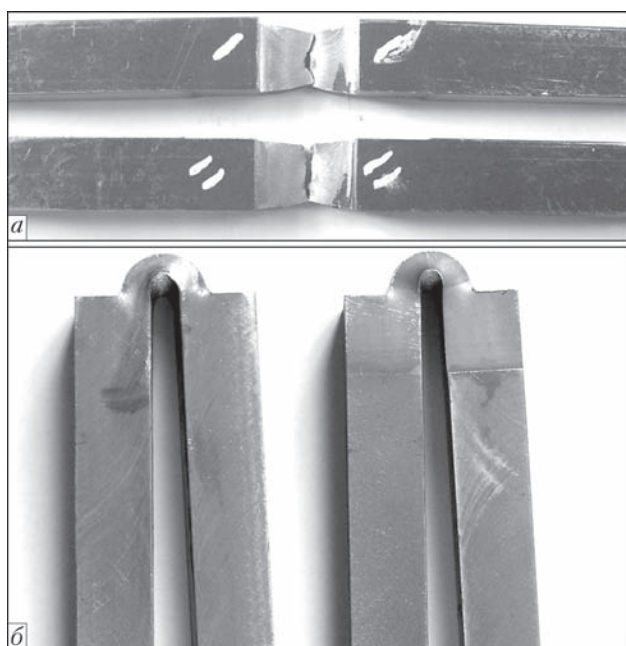


Рис. 6. Образцы соединений стали 10Г2ФБ с корневым швом после испытаний на растяжение (а) и загиб (б)

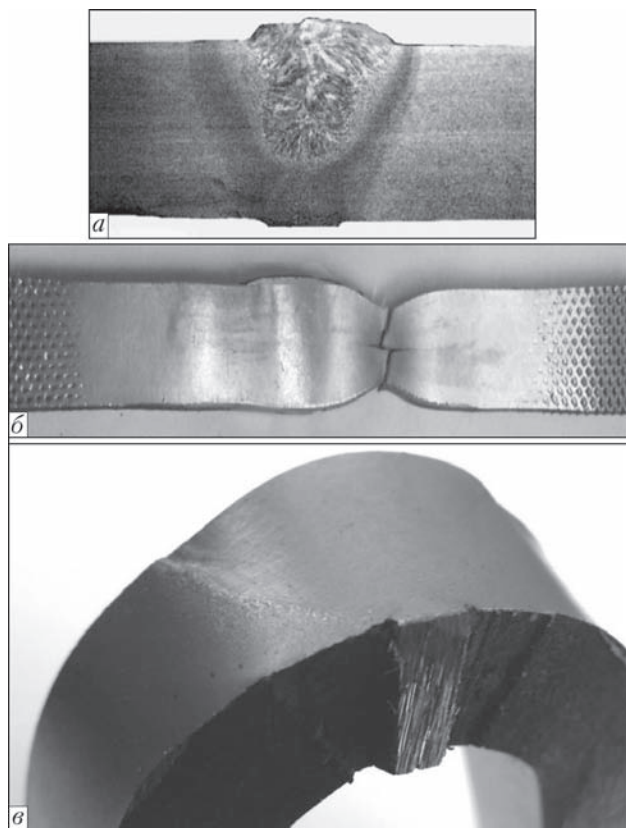


Рис. 7. Образцы комбинированных соединений: макрошлиф (а), после испытаний образцов на разрыв (б) и загиб (в)

этом свидетельствуют результаты приведенных исследований [11, 12].

Термическое воздействие ЭДС повышается с увеличением длительности пребывания металла при температурах нормализации путем наплавки на первый наплавленный слой последующих горячих слоев. В этом случае металл корневого шва подвергается циклическому термовоздействию (рис. 8). Например, при ручной ЭДС время пребывания элементарного участка шва при температурах нормализации за первый цикл было 20 с. Суммарное время двух циклов составило 45 с, а с учетом третьего цикла время увеличилось до 80 с. В результате средние показатели ударной вязкости увеличились на 8...14 %. При этом между первым–вторым и вторым–третьим циклами были технические перерывы (для удаления шлака) длительностью 90 с. Соединения стали Х70 имели 46...48 Дж/см² при отрицательной температуре –20 °С.

В комбинированных соединениях с корнем толщиной 12 мм длина участков, не подвергнутых термическому воздействию, увеличивается. В результате возрастает количество образцов с минимальными показателями.

При ручной ЭДС характерна неравномерность теплового воздействия. О нем можно судить по глубине проплавления корневого шва. На участке протяженностью 120 мм при толщине корня 10 мм проплавление было в пределах 0,2...3,0 мм.

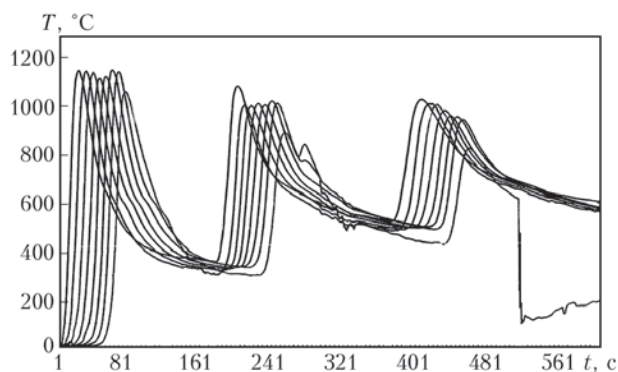


Рис. 8. Распределение температуры в корне шва при заполнении разделки ЭДС

Следует обратить внимание на то, что большая разница между минимальными и максимальными значениями отдельных образцов может быть вызвана не только неравномерным термовоздействием на металл корневого шва, но и объективно существующими свойствами ударных испытаний сварных соединений независимо от метода их сварки, когда во многих случаях происходит разброс показателей [13, 14].

Сочетание контактного и электродугового швов оказывает взаимное положительное влияние на свойства соединений. С одной стороны в контактном шве нет литого металла и, соответственно, в нем отсутствует ряд дефектов, свойственных ЭДС. В то же время под действием ЭДС корневой шов подвергается термической обработке. Иногда она оказывается недостаточно полной при отрицательных температурах испытаний, но в любом случае способствующей повышению вязких свойств металла сварного соединения.

Выводы

Разработана базовая технология КСО утолщенных корневых швов неповоротных стыков толстостенных труб диаметром 219...325 мм с толщиной стенки более 20 мм из углеродистой и высокопрочной стали.

Определены оптимальные геометрические размеры разделки кромок торцов при КСО толстостенных труб.

Определены оптимальные параметры режимов КСО корневых швов толстостенных труб.

Проведены всесторонние механические испытания корневых швов и комбинированных соединений, свидетельствующие о их равнопрочности с металлом труб.

Установлено положительное влияние тепловложения при заполнении разделки шва ЭДС на вязкие свойства металла корневого шва, выполненного КСО.

Определены энергетические показатели оборудования, необходимого для КСО корневых швов



толщиной 6...12 мм с использованием имеющегося парка машин для контактной сварки оплавлением труб.

1. *Формирование* технических требований к сварным соединениям газопроводов из высокопрочных сталей применительно к МГ Бованенково-Ухта / Е.М. Вышемирский, В.И. Беспалов, Д.Г. Будревич, А.А. Латышев // Сб. докл. III Междунар. науч.-техн. конф. «Газотранспортные системы: настоящее и будущее», 27–28 окт. 2009 г. – С. 312–321.
2. *Козлов В.В.* Организация и проведение мероприятий по обеспечению качества сварочных работ при строительстве системы магистрального трубопровода Сахалин–Хабаровск–Владивосток: Сб. докл. отраслевого совещания ОАО «Газпром». – ООО «Газпромэкспо». – М.: 15–19 ноября, 2010 г. – С. 108–112.
3. *СТО Газпром.* Инструкция по сварке магистральных трубопроводов с рабочим давлением до 9,8 МПа. – Введ. 22.09.2007.
4. *Патон Б.Е., Лебедев В.К., Кучук-Яценко С.И.* Комплекс «Север – 1» для контактной стыковой сварки неповоротных стыков труб больших диаметров // Автомат. сварка. – 1979. – № 11. – С. 41–45.
5. *Мазур И.И., Серафин О.М., Карпенко М.П.* Электроконтактная сварка трубопроводов: пути совершенствования // Стр-во трубопроводов. – 1989. – № 4. – С. 8–11.
6. *Пат. 222998 РФ.* Способ сварки труб при изготовлении трубопроводов / В.И. Хоменко, С.И. Кучук-Яценко, Б.И. Казымов, В.Ф. Загадарчук, К.П. Биковец. – Опубл. 27. 02. 2003 г., Б. № 14.
7. *Кучук-Яценко С.И.* Контактная стыковая сварка оплавлением. – Киев: Наук. думка, 1992. – 236 с.
8. *API Standart 1104.* Welding of Pipelines and Related Facilities ASME Boiler and Pressure Vessel, 19ed, 1999.
9. *Ускоренная* индукционная термообработка сварных швов труб из сталей контролируемой прокатки / А.С. Письменный, М.Е. Шинлов, С.И.Кучук-Яценко и др. // Автомат. сварка. – 2006. – № 3. – С. 9–13.
10. *Технология* термической обработки соединений труб из стали класса прочности K56, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением // С.И. Кучук-Яценко, Ю.В. Швец, В.Ф. Загадарчук и др. / Там же. – 2013. – № 2. – С. 3–8.
11. *Особенности* испытаний на ударную вязкость сварных соединений труб, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, В.И. Кирьян, Б.И. Казымов и др. // Там же. – 2008. – № 10. – С. 5–11.
12. *Кирьян В.И., Кучук-Яценко С.И., Казымов Б.И.* О требованиях к ударной вязкости соединений трубопроводов, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением // Там же. – 2015. – № 2. – С. 3–7.
13. *Кирьян В.И., Семенов С.Е.* Оценка соответствия целевому назначению сварных соединений магистральных трубопроводов из микролегированных сталей // Там же. – 1995. – № 3. – С. 4–9.
14. *К методологии* контроля соответствия назначению сварных соединений трубопроводов, полученных контактной сваркой оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, В.И. Кирьян, Б.И. Казымов, В.И. Хоменко // Там же. – 2006. – № 10. – С. 3–9.

Поступила в редакцию 01.07.2015

Международная конференция «СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ»

13–15 июня 2016 г.

Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

Тематика конференции:

- ◆ электронно-лучевая сварка
- ◆ лазерная сварка
- ◆ гибридные процессы сварки
- ◆ сварка трением с перемешиванием
- ◆ контактно-стыковая сварка высокопрочных сталей
- ◆ сварка дугой, вращающейся в магнитном поле
- ◆ 3D аддитивные технологии, базирующиеся на сварочных процессах

Организационный комитет:

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
03680, г. Киев, ул. Боженко 11, тел./факс: +38(044) 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua, patonpublishinghouse@gmail.com
www.pwi-scientists.com/rus/modernweld2016
www.patonpublishinghouse.com



УДК 621.791.72

МОДЕЛИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛАЗМЫ СЖАТОЙ ДУГИ ПРИ ВОЗДУШНО-ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКЕ НА ПРЯМОЙ И ОБРАТНОЙ ПОЛЯРНОСТЯХ*

**М.Ю. ХАРЛАМОВ², И.В. КРИВЦУН^{1,2}, В.Н. КОРЖИК^{1,2}, В.И. ТКАЧУК², В.Е. ШЕВЧЕНКО^{1,2},
В.К. ЮЛЮГИН², ВУ БОЙИ¹, А.И. СИТКО², В.Е. ЯРОШ²**

¹ Китайско-украинский институт сварки им. Е.О.Патона (Гуандунский Генеральный Институт промышленных технологий (Гуанчжоуский научно-исследовательский институт цветных металлов)),
KHP 363, Changxing Road, Tianhe, Guangzhou, 510650, China

E-mail: vnkorzhyk@gmail.com

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

В статье рассматриваются вопросы математического моделирования турбулентного течения электродуговой плазмы при плазменной резке на прямой и обратной полярностях. Отмечается, что основные сложности моделирования резки на обратной полярности возникают при описании течения плазмы в приэлектродных областях. Для этого описание электромагнитных характеристик дуги в полости реза предлагается осуществлять на основе известных экспериментальных данных. На основе численного моделирования проводится детальный сравнительный анализ влияния режимов работы плазмотрона и полярности дуги на электрические характеристики дугового разряда, тепловые и газодинамические характеристики плазменного потока. Библиогр. 17, табл. 1, рис. 5.

Ключевые слова: плазменная резка, прямая и обратная полярность, электродуговая плазма, турбулентное течение, математическое моделирование, приэлектродные области, электрические характеристики дугового разряда

Введение. В настоящее время плазменная резка получила широкое распространение в промышленности, прежде всего, благодаря высокой производительности и точности процесса резания, а также другим факторам, обеспечивающим конкурентные преимущества перед прочими способами тепловой резки [1, 2]. Так, например, лазерная резка уступает из-за высокой себестоимости, а также существенного ограничения по толщине разрезаемых заготовок (для металлов примерно 4 мм); кислородная резка уступает плазменной по качеству реза, причем эффективность процесса резания во многом определяется чистотой кислорода. При этом более широкое применение плазменной резки на практике сдерживается рядом ограничений, свойственных данной технологии, среди которых прежде всего следует отметить толщину разрезаемых заготовок, для сталей ограниченную примерно 70 мм [1]. Поэтому перед специалистами, занимающимися развитием технологий плазменной резки прежде всего ставятся задачи увеличения максимальной толщины реза наряду с увеличением скорости резания и точности вырезания заготовок, снижения удельных энергозатрат и др. Решение этих задач возможно путем увеличения

погонной энергии в зоне реза, а также обеспечения более равномерного распределения тепла по толщине реза наряду с созданием благоприятных газодинамических условий для выдувания расплавленного материала.

Технологические возможности развития оборудования для широко применяемой на практике плазменной резки на прямой полярности практически исчерпаны, что связано с физикой протекающих при этом процессов. В этой связи актуальным и в полной мере удовлетворяющим требования современной промышленности направлением развития этих технологий является плазменная резка с использованием дуги обратной полярности [1–3]. Однако несмотря на то, что плазменная резка на обратной полярности развивается с 1970-х годов, процесс остается все еще недостаточно изученным, что не позволяет конструировать надежные высокопроизводительные режущие плазмотроны. Развитие же процессов плазменной резки, наряду с созданием соответствующего оборудования (плазмотронов), тесно связано с глубоким и всесторонним изучением физических процессов, протекающих как в таких плазмотронах, так и в обрабатываемом материа-

* Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках программы иностранных экспертов в КНР No.WQ20124400119, проекта R&D инновационной группы провинции Гуандун (КНР) No.201101C0104901263 и международного проекта Министерства науки и техники КНР No. 2013DFR70160.



ле. В частности, большое влияние на производительность, стабильность, а также результирующие показатели качества плазменно-дуговых процессов обработки материалов оказывают газодинамические, тепловые и электрические характеристики дуговой плазмы, генерируемой такими плазмотронами. При этом ввиду сложности данных процессов большое значение при проведении исследований, направленных на совершенствование конструкций плазмотронов и выбор оптимальных режимов их работы, играют методы математического моделирования. Разработка математической модели дуговой плазмы, генерируемой режущими плазмотронами при их работе как на прямой, так и на обратной полярностях, а также ее использование для выполнения численных экспериментов и было целью данной работы.

Имеется достаточное количество публикаций, посвященных теоретическим исследованиям газодинамических, тепловых и электромагнитных процессов в плазме, генерируемой плазмотронами, работающими на прямой полярности (см., например, [4–8]). Разработаны адекватные математические модели плазмотронов с дугой как прямого, так и косвенного действия, позволяющие учесть множество факторов, включая геометрические параметры рабочего канала плазматрона, турбулентный характер течения плазмы, неоднородность электромагнитного поля [9] и др. Основу данных моделей составляет система магнитогазодинамических (МГД) уравнений Навье–Стокса [4–6], замыкаемая дополнительными уравнениями или соотношениями, описывающими используемую модель турбулентности, магнитную составляющую давления и т.д. При этом в большинстве случаев с успехом может быть применена упрощенная система МГД-уравнений в приближении пограничного слоя, полученная из условия малости аксиальных градиентов температуры и скорости плазмы по сравнению с радиальными [10]. Для описания электромагнитных характеристик дуги при этом используется упрощенная модель, основанная на допущении о малости радиальной компоненты плотности электрического тока по

сравнению с аксиальной ($j_r \ll j_z$). В случае плазмотронов прямого действия, в которых часть дуги горит в открытом пространстве, для более корректного описания электромагнитных характеристик дуги применяется уравнение Максвелла [9], для решения которого граничными условиями выступают распределения электромагнитных характеристик дуги в приэлектродных областях, которые задаются на основе экспериментальных данных. Наиболее исследованными здесь являются процессы на тугоплавком (вольфрамовом) катоде и в прикатодной области дуги прямой полярности, горящей в различных инертных газах.

В то же время отсутствуют модели, описывающие характеристики электродуговой плазмы, генерируемой плазмотронами с дугами обратной полярности. В частности, в процессе плазменной резки электрическая дуга обратной полярности беспрестанно меняет свою длину, находясь во взаимодействии с газовым потоком, электромагнитными полями, стенками электрода, соплового канала и полости реза, что делает протекающие процессы сложными для математического описания. В этой связи при построении математической модели режущего плазмотрона рациональным представляется использование МГД-уравнений Навье–Стокса совместно с данными измерений интегральных и распределенных характеристик дуговой плазмы, генерируемой плазмотронами, работающими на обратной полярности. Данные таких измерений приводятся, например, в работе [2] и, по сути, позволяют подобрать необходимые для дальнейших расчетов распределения параметров плазмы в приэлектродных областях. Использование данных принципов и послужило основой для построения математической модели режущих плазмотронов с дугой как прямой, так и обратной полярностей.

Постановка задачи. Для построения математической модели плазменной дуги при воздушно-плазменной резке на прямой и обратной полярностях рассмотрим схему плазмотрона, представленную на рис. 1. Примем, что сжатая дуга прямого действия горит между полым элект-

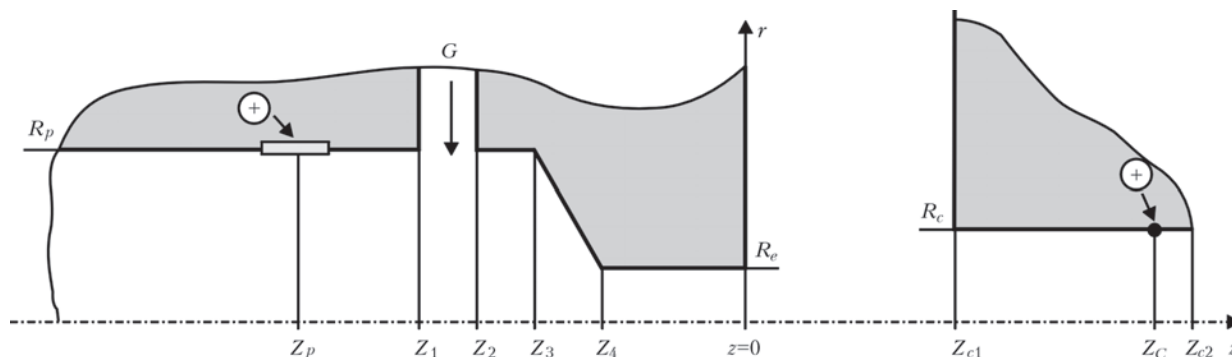


Рис. 1. Расчетная схема режущего плазмотрона и разрезаемого изделия при резке на прямой и обратной полярностях



родом (анодом или катодом, в зависимости от полярности дуги) и разрезаемым металлом, замыкаясь в полости реза. Дуга горит как во внутренних областях — канале плазмотрона и полости реза, так и на открытом участке между срезом сопла плазмотрона и поверхностью разрезаемого изделия (рис. 1). Полый электрод с внутренним радиусом R_p располагается на расстоянии Z_1 от среза выходного сопла плазмотрона, с областью привязки дуги при $z = Z_p$. Плазмообразующий газ с объемным расходом G подается закрученным через кольцевой канал $Z_1 \leq z \leq Z_2$ при $r = R_p$. Далее плазмообразующий газ нагревается и ускоряется электрической дугой и проходя через конфузор ($Z_3 \leq z \leq Z_4$) и выходное сопло радиусом $r = R_e$ и длиной Z_4 истекает во внешнюю среду. Расширяющаяся во внешней области дуга затем переходит в полость реза, оказываясь зажатой его стенками. Местоположение опорного пятна дуги в полости реза ($z = Z_c$) может меняться в пределах толщины разрезаемого изделия, т.е. в области $Z_{c1} \leq z \leq Z_{c2}$.

Будем рассматривать наиболее простой вариант стационарного разряда в осесимметричных плазмотронах, работающих в турбулентном режиме течения плазмообразующего газа, когда влияние факторов электромагнитной природы на характер турбулентности можно не учитывать, т.е. считать ее чисто газодинамической. Последнее означает, что пульсациями плотности тока, напряженности магнитного поля, а также коэффициента электропроводности можно пренебречь, рассматривая эти величины как осредненные.

Для математического описания течения дуговой плазмы в режущем плазмотроне будем использовать следующие допущения:

- рассматриваемая плазменная система обладает цилиндрической симметрией, а протекающие процессы предполагаются стационарными;
- возмущения, вносимые в поток при обтекании уступов в плоскостях расширений канала, не оказывают существенного влияния на тепловые и газодинамические характеристики струи;
- плазма находится в состоянии локального термодинамического равновесия, собственное излучение плазмы — объемное;
- основным механизмом нагрева плазмы является джоулево тепловыделение (работой сил давления и вязкой диссипацией можно пренебречь), а перенос энергии в плазменном потоке происходит за счет теплопроводности и конвекции (естественная конвекция в расчет не принимается);
- течение плазмы вязкое, дозвуковое, режим течения турбулентный;
- внешние магнитные поля отсутствуют.

Следует также принять во внимание тангенциальный ввод плазмообразующего газа в рабочий

канал плазмотрона и его относительно большой расход.

Основные уравнения. С учетом сделанных допущений газодинамические и тепловые характеристики плазменного потока, генерируемого режущим плазмотроном, могут быть описаны следующей системой МГД-уравнений (с закруткой газа) в приближении турбулентного пограничного слоя для осредненных по времени значений температуры и скорости плазмы [5, 6, 10]:

$$\frac{\partial}{\partial z}(\rho u) + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r}(r \rho \bar{v}) = 0; \quad (1)$$

$$\rho \left(u \frac{\partial u}{\partial z} + \bar{v} \frac{\partial u}{\partial r} \right) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \bar{\eta} \frac{\partial u}{\partial r} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left(p + \mu_0 \frac{H_\phi^2}{2} \right); \quad (2)$$

$$\rho \left(u \frac{\partial w}{\partial z} + \bar{v} \frac{\partial w}{\partial r} \right) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \bar{\eta} \left(\frac{\partial r}{\partial r} - 2w \right) \right); \quad (3)$$

$$\rho C_p \left(u \frac{\partial T}{\partial z} + \bar{v} \frac{\partial T}{\partial r} \right) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \bar{\chi} \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{j^2}{\sigma} - \psi. \quad (4)$$

Здесь T — осредненная температура плазмы; $\bar{v} = (\rho v + \rho' v') / \rho$, где v — осредненная радиальная скорость, ρ — осредненная плотность плазмы, ρ' и v' — пульсации плотности и радиальной скорости; u — осредненная аксиальная скорость плазмы; w — осредненная азимутальная скорость вращения; p — давление; C_p — удельная теплоемкость плазмы при постоянном давлении; σ — удельная электропроводность плазмы; j — вектор плотности электрического тока; ψ — объемная плотность мощности собственного излучения; $\bar{\eta}$ и $\bar{\chi}$ — полные коэффициенты динамической вязкости и теплопроводности плазмы, представляющие собой суммы молекулярной и турбулентной вязкости и теплопроводности соответственно; μ_0 — универсальная магнитная постоянная; H_ϕ — азимутальная составляющая магнитного поля тока дуги:

$$H_\phi = \frac{1}{r} E_z \int_0^r \sigma r dr. \quad (5)$$

где E_z — осевая составляющая напряженности электрического поля. В рамках используемого приближения пограничного слоя описание распределенных электромагнитных характеристик дуги проводится при условии $j_r \ll j_z$. В этом случае слагаемое j^2/σ в уравнении (4), описывающее выделение энергии в плазме за счет протекания электрического тока, примет вид j_z^2/σ . При этом осевая составляющая напряженности электрического поля дуги практически постоянна по сечению канала [6] и определяется из условия сохранения полного тока:



$$I = 2\pi E_z \int_0^{R_\sigma(z)} \sigma r dr, \quad (6)$$

где $R_\sigma(z)$ — радиус токопроводящей области. Учитывая, что за пределами этой области проводимость плазмы практически равна нулю, в качестве верхнего предела интегрирования в формуле (6) можно использовать радиус расчетной области, т.е. в канале ($z < 0$) положить его равным радиусу канала $R_\sigma(z) = R_p(z)$, где $R_p(z) = R_p$ при $z < Z_2$, $R_p(z) = R_e$ при $Z_4 \leq z < 0$ и $R_p(z) = R_e + ((z - Z_4)/(Z_3 - Z_4))(R_p - R_e)$ при $Z_3 \leq z < Z_4$; в открытой области ($0 \leq z \leq Z_{c1}$) $R_\sigma(z) = R$ и в полости реза ($Z_{c1} < z \leq Z_{c2}$) $R_\sigma(z) = R_c$ (см. рис. 1).

Распределение давления в пределах плазмформирующего канала ($z \leq 0$) определяется с учетом магнитной составляющей давления и закрутки газа:

$$p = p_{ext} - \int_z^0 \frac{dp_c}{dz} dz + \mu_0 E_z \int_r^{R_p(z)} \sigma H_\phi dr - \int_r^{R_p(z)} \rho \frac{w^2}{r} dr, \quad (7)$$

где p_{ext} — давление во внешней среде.

Градиент газостатического давления dp_c/dz в приближении пограничного слоя также постоянен по сечению канала [10] и определяется из условия сохранения полного массового расхода плазмообразующего газа:

$$\rho_0 G = 2\pi \int_0^{R_p(z)} \rho u r dr, \quad (8)$$

где ρ_0 — массовая плотность газа при нормальных условиях, G — объемный расход газа. На открытом участке разряда, а также в полости реза ($z > 0$) давление определяется выражением:

$$p = p_{ext} + \mu_0 E_z \int_r^{R_c(z)} \sigma H_\phi dr - \int_r^{R_c(z)} \rho \frac{w^2}{r} dr. \quad (9)$$

Система уравнений (1)–(9) дополняется соотношениями

$$\begin{aligned} \rho &= \rho(T, p); C_p = C_p(T, p); \chi = \chi(T, p); \\ \eta &= \eta(T, p); \sigma = \sigma(T, p); \psi = \psi(T, p), \end{aligned} \quad (10)$$

определяющими зависимости термодинамических характеристик, молекулярных коэффициентов переноса и оптических свойств плазмы от температуры и давления. Подробные таблицы указанных величин для используемых плазмообразующих газов приведены, например, в [6, 11].

На участке бестокового (инерционного) течения плазмы, который при описанных условиях может существовать в полости реза за областью прилипания дуги ($z > Z_c$) может быть использована эта же система газодинамических уравнений, полагая при этом $E_z = H_\phi = 0$.

Моделирование турбулентности. Коэффициенты динамической вязкости и теплопроводности

плазмы, используемые в приведенных выше уравнениях, имеют вид:

$$\bar{\eta} = \eta + \eta_t; \quad \bar{\chi} = \chi + \chi_t, \quad (10)$$

где η, χ — коэффициенты молекулярной вязкости, определяемые согласно (9); η_t, χ_t — коэффициенты турбулентной вязкости и теплопроводности.

Для определения турбулентных коэффициентов переноса использовалась k – ϵ модель [12], в рамках которой коэффициенты турбулентной вязкости и теплопроводности определяются следующими выражениями:

$$\eta_t = \frac{C_\mu \bar{\rho}(\bar{k})^2}{\epsilon}, \quad (11)$$

$$\chi_t = \eta_t \frac{C_p}{Pr_t}, \quad (12)$$

где $\bar{k}$ — кинетическая энергия турбулентности; ϵ — скорость диссипации турбулентности; C_μ — эмпирическая константа, равная 0,09; Pr_t — турбулентное число Прандтля, которое выбирается согласно рекомендациям [13] или принимается равным единице [6]. Уравнение турбулентной вязкости замыкается уравнениями переноса для кинетической энергии турбулентности и скорости диссипации:

$$\rho \left(u \frac{\partial \bar{k}}{\partial z} + \bar{v} \frac{\partial \bar{k}}{\partial r} \right) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \left(\eta + \frac{\eta_t}{Pr_k} \right) \frac{\partial \bar{k}}{\partial r} \right] + G - \rho \epsilon; \quad (13)$$

$$\begin{aligned} \rho \left(u \frac{\partial \bar{\epsilon}}{\partial z} + \bar{v} \frac{\partial \bar{\epsilon}}{\partial r} \right) &= \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \left(\eta + \frac{\eta_t}{Pr_\epsilon} \right) \frac{\partial \bar{\epsilon}}{\partial r} \right] + \\ &+ C_1 G \frac{\epsilon}{k} - C_2 \rho \frac{\epsilon^2}{k}. \end{aligned} \quad (14)$$

Здесь $G = \eta_t \left(\frac{\partial u}{\partial r} \right)^2$ — источниковый член, C_1, C_2, Pr_ϵ — константы k – ϵ модели турбулентности, равные 1,44; 1,92; 1,3 и 1,0 соответственно.

Граничные условия. Для замыкания описанной системы уравнений необходимо задать граничные и начальные (входные) условия, соответствующие рассматриваемым условиям плазменной резки (см. рис. 1).

На оси симметрии системы ($r = 0$) полагались справедливыми условия:

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0; \quad \frac{\partial u}{\partial r} = 0; \quad \bar{v} = 0; \quad \frac{\partial \bar{k}}{\partial r} = 0; \quad \frac{\partial \epsilon}{\partial r} = 0. \quad (15)$$

На стенках плазмотрона, т.е. при $z \leq 0$ и $r = R_p(z)$, ставятся условие «прилипания» и задается температура охлаждаемой стенки T_w , т.е.

$$u = \bar{v} = w = 0; \quad T = T_w. \quad (16)$$

Для задания величин $\bar{k}$ и ϵ вблизи стенки канала необходимо использовать пристеночную функ-



цию [12, 14], определяя указанные величины следующим образом:

$$\bar{k} = \frac{u_*^2}{\sqrt{C_\mu}}, \quad \varepsilon = \frac{u_*^3}{k_0(R_c - r)}, \quad (17)$$

где $k_0 = 0,41$, а u_* является решением трансцендентного уравнения (логарифмический закон стенки):

$$\frac{u}{u_*} = \frac{1}{k_0} \ln \left[\frac{\Lambda r u_* (R_c - r)}{\eta} \right], \quad (18)$$

где $\Lambda = 9,0$ — параметр шероховатости стенки.

Для корректного учета вязкого подслоя при определении $\bar{k}$ и ε в пристеночной области, т.е. при $y^+ = \rho(R_c - r)u_*/\eta < f^+$, где f^+ выбирается в диапазоне 20...100 [14], используются выражения (17), (18). Для описания внутренней области течения ($y^+ \geq f^+$) используются уравнения (13), (14) полностью развитого турбулентного течения.

На внешней границе расчетной области (открытого участка) принимаются условия гладкого сопряжения с окружающей средой:

$$T = T_{ext}; \quad u = \bar{v} = w = 0; \quad (19)$$

где T_{ext} — температура окружающей среды.

Учитывая сложность математического описания области течения плазмы вблизи опорного участка дуги в разрядной камере плазмотрона, начальные условия ставились в сечении $z_0 = Z_1$:

$$\begin{aligned} \bar{v}(r, z_0) &= 0, \quad u(r, z_0) = u_0(r), \\ w(r, z_0) &= w_0(r), \quad T(r, z_0) = T_0(r). \end{aligned} \quad (20)$$

В качестве начальных условий $u_0(r)$, $w_0(r)$, $T_0(r)$ выступало решение для дуги в канале плазмотрона в одномерном приближении (при $\bar{v} = 0$ и $\left| \frac{\partial \Psi}{\partial z} \right| = 0$, где $\Psi = \{T, u, \bar{v}, r\omega\}$):

$$\frac{r}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{-\partial u}{\eta \partial r} \right) - \frac{\partial p}{\partial z} = 0; \quad (21)$$

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \chi \frac{\partial T}{\partial r} \right) - \frac{j^2}{\sigma} - \Psi = 0, \quad (22)$$

дополняемое эмпирическим распределением азимутальной скорости вращения [6]

$$w(r) = A(1 - e^{-kr^2})/r, \quad (23)$$

где константы A и k связаны с максимальной скоростью и ее координатой r_m

$$A = 1,4 r_m w_m; \quad k = 1,25 / r_m^2; \quad r_m = R / \sqrt{3}.$$

Уравнения (21)–(23) замыкались выражениями для тока дуги (6), расхода плазмообразующего газа (8), а также граничными условиями на оси симметрии (15) и стенках канала плазмотрона (16). Решение уравнений (21)–(23) определялось для заданного тока дуги I и расхода плазмообразующего газа $G_0 = \varepsilon G$, где ε принималось равным 0,05.

Объемный расход плазмообразующего газа через рабочий канал плазмотрона определялся с учетом вихревого ввода плазмообразующего газа через кольцевой канал $Z_1 \leq z \leq Z_2$:

$$G = \begin{cases} 0, & z < Z_1, \\ \frac{z - Z_1}{Z_2 - Z_1} G_1, & Z_1 < z < Z_2, \\ G_1, & Z_2 < z < 0, \end{cases} \quad (24)$$

где G_1 — объемный расход плазмообразующего газа, подаваемого в рабочий канал плазмотрона.

И, наконец, в полости реза ($Z_{c1} \leq z \leq Z_{c2}$) ставились условия (15), (16), а также задавалось распределение тока дуги вдоль полости реза

$$I_c = I_c(z), \quad (25)$$

которое определялось на основе опытных данных.

Распределения тока вдоль полости реза. Для задания распределения тока дуги прямой и обратной полярностей по длине полости реза при работе плазмотрона использовались экспериментальные данные [2], на основе которых строился интерполяционный многочлен. При этом, учитывая, что результаты [2] были получены для рабочего тока 90 А, значения токов в полости реза определялись пропорционально рабочему току режущего плазмотрона I , используемому при выполнении расчетов. На рис. 2 приведены распределения тока в полости реза, построенные для тока дуги 315 А.

Результаты компьютерного моделирования. Поставленная задача решалась численно, методом конечных разностей [15, 16]. Использовалась основная разностная схема для интегрирования систем уравнений типа уравнений пограничного слоя [17]. Дифференциальные уравнения второго порядка (2), (3), (13), (14) аппроксимировались по неявной двухслойной шеститочечной разностной схеме, а уравнение первого порядка (1) — по явной четырехточечной. Полученная алгебраическая система разностных уравнений решалась методом

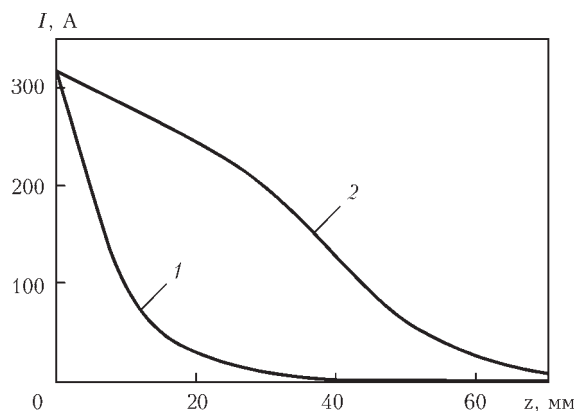


Рис. 2. Изменение полного тока плазменной дуги вдоль полости реза при резке на прямой (1) и обратной (2) полярностях: $I = 315$ А, $G = 3,4$ м³/ч, $Z_{c2} - Z_{c1} = 70$ мм, $R_c = 5,5$ мм

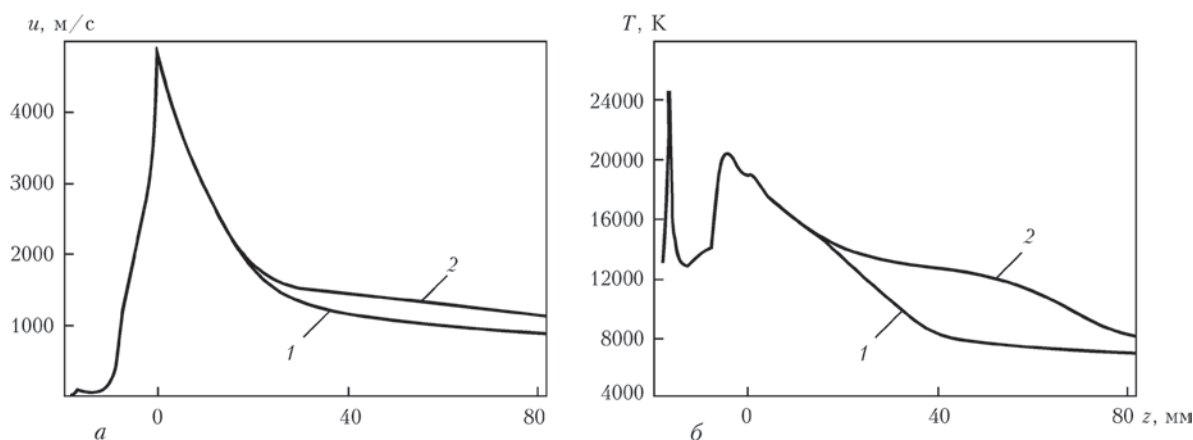


Рис. 3. Распределения осевых значений скорости (а) и температуры (б) плазмы вдоль оси сжатой дуги, генерируемой режущим плазмотроном при его работе на прямой (1) и обратной (2) полярностях

прогонки с применением послойных итераций по z , наряду с которыми, для получения решения в канале режущего плазмотрона, использовались глобальные итерации по давлению.

На основе разработанной физико-математической модели, соответствующей вычислительной схемы и программного обеспечения для ее компьютерной реализации проведен численный анализ характеристик турбулентного течения дуговой плазмы, генерируемой режущим плазмотроном при различных режимах его работы как на прямой, так и на обратной полярностях.

При проведении расчетов геометрические параметры режущего плазмотрона (внутренние размеры полого анода, завихрителя, выходного сопла) задавались следующим образом (см. рис. 1): $R_e = 2$ мм, $Z_4 = -8$ мм, $Z_3 = -13$ мм, $Z_2 = -17$ мм, $Z_1 = -18,5$ мм, $Z_p = -58,5$ мм, $R_p = 7$ мм. Расстояние до разрезаемого изделия Z_{c1} полагалось равным 12 мм, толщина разрезаемого изделия $Z_{c2} - Z_{c1} = 70$ мм, диаметр полости реза — 11 мм. В качестве основных параметров режима работы режущего плазмотрона использовались следующие: ток дуги $I = 315$ А, расход плазмообразующего газа (воздух) $G = 3,4$ м³/ч. Давление внешней среды атмосферное.

Рассмотрим в первую очередь результаты расчетов распределенных характеристик плазменного потока, генерируемого режущим плазмотроном при его работе на прямой и обратной полярностях. Расчетные распределения значений температуры и скорости плазмы по длине струи представлены на рис. 3. Исходя из представленных результатов, поведение плазмы в рассматриваемом плазмотроне, а также в открытой области и полости реза, можно представить следую-

щим образом. Поступающий в плазмотрон через кольцевой канал $Z_2 \leq z \leq Z_3$ холодный плазмообразующий газ постепенно вовлекается в поток. Вместе с тем на данном участке течения начинает формироваться ядро плазменного потока, однако кольцевой пристеночный поток холодного газа препятствует расширению прогретых областей плазмы, ввиду чего формируется достаточно узкая токопроводящая область, температура плазмы в которой достигает значений 15...24 кК при достаточно низких скоростях потока. Дальнейшее течение плазмы в рабочем канале плазмотрона связано с расширением ядра потока в области $Z_2 \leq z \leq Z_3$ и, соответственно, падением температуры плазмы на оси. Затем, переходя в конфузор $Z_3 \leq z \leq Z_4$, плазменный поток сжимается, при этом скорость и температура плазмы существенно увеличиваются. Ко входу в выходное сопло плазмотрона $Z_4 \leq z \leq 0$ плазменный поток практически полностью заполняет сечение канала. Оказываясь зажатым относительно узкими стенками выходного сопла плазмотрона, поток интенсивно ускоряется и нагревается электрической дугой, достигая значений скорости и температуры плазмы на срезе сопла плазмотрона порядка 5000 м/с и 20 кК соответственно. Далее происходит выход плазменной дуги в открытую область $0 \leq z \leq Z_{c1}$, в которой плазменный поток несколько расширяется, что ведет к снижению значений скорости и температуры плазмы на открытом участке. При этом плазма в потоке продолжает испытывать действие электромагнитных сил, находясь в области действия электрической дуги. Попадая затем в полость реза, плазменная дуга оказывается зажатой ее стенками. Различия в параметрах течения плазмы при резке на прямой и

Напряжение на дуге при плазменной резке на прямой и обратной полярностях

Полярность	U_d , В (эксперимент)	U_d , В (расчет)	U , В при			
			$Z_p < z < Z_1$	$Z_1 - 0$	$0 - Z_{c1}$	$Z_{c1} - Z_{c2}$
Прямая	320	318	33	173	56	46
Обратная	340	375	8			127

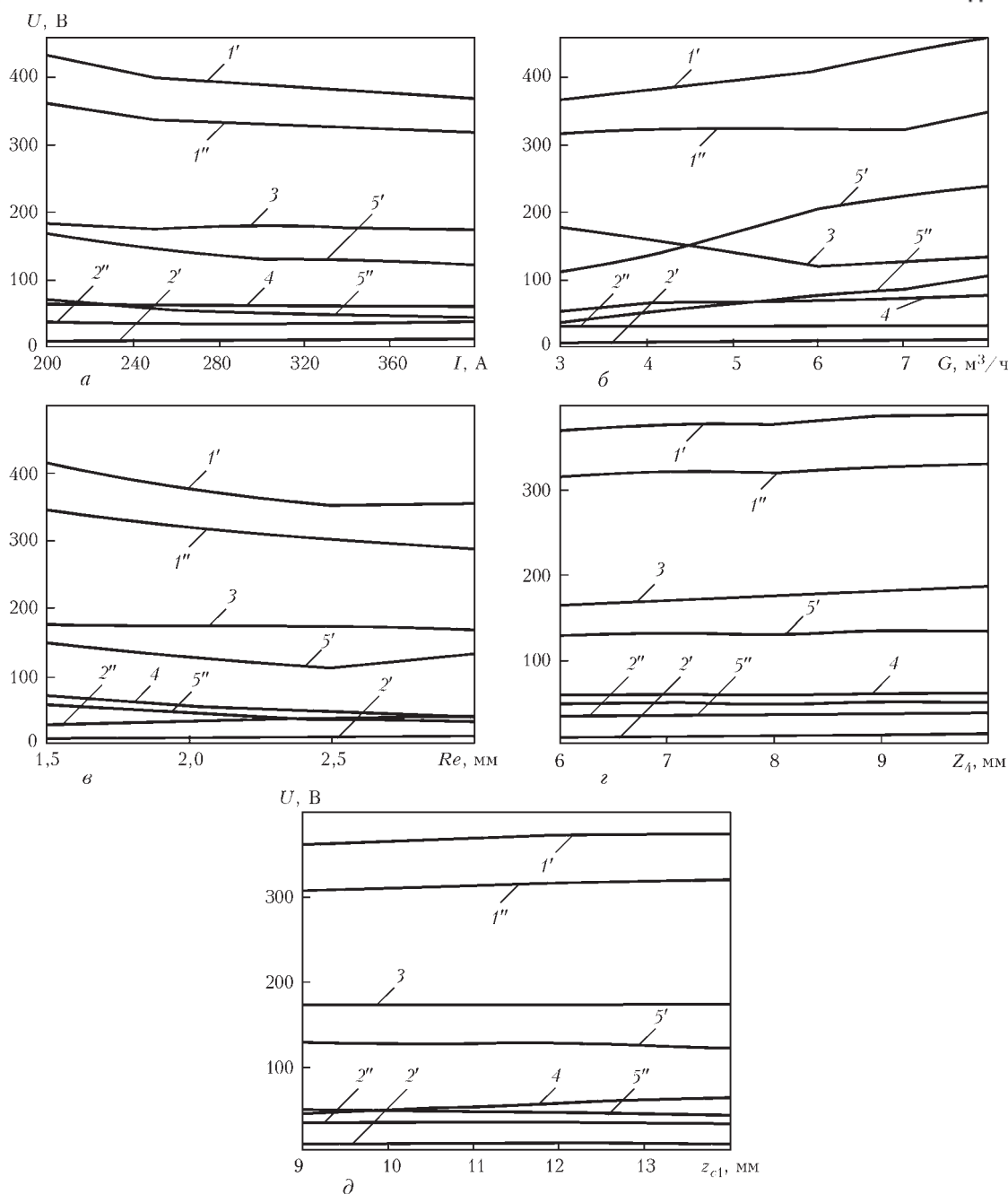


Рис. 4. Зависимости падения напряжения в различных частях столба сжатой дуги от тока (а); расхода плазмообразующего газа (б); радиуса (в) и длины (г) выходного сопла плазматрона; расстояния до разрезаемого изделия (д): 1 — полное падение напряжения на дуге; 2 — падение напряжения внутри полого электрода; 3 — в плазмформирующем канале плазматрона; 4 — на открытом участке дуги; 5 — в полости реза при работе плазматрона на обратной (1', 5') и прямой полярностях (1'', 5'')

обратной полярности наблюдаются, прежде всего, в полости реза, что связано с характером распределения тока по длине реза при различных режимах горения дуги. При резке на прямой полярности скорость и температура плазмы по мере углубления в полость реза достаточно интенсивно снижаются. В этом случае наибольший тепловой поток будет поступать в приповерхностные области разрезаемого изделия. При резке же на обратной полярности распределение скорости и температуры плазмы вдоль полости реза носит более равномерный характер, поэтому интенсивное тепловыделение в дуге осуществляется на всей глу-

бине полости реза, что способствует повышению эффективности процесса резки. Вычисленные полное напряжение на дуге, а также напряжение на ее отдельных участках, в сравнении с экспериментально измеренным напряжением при резке стального листа толщиной 70 мм при рассматриваемом режиме работы плазматрона, представлены в таблице. Выполнение расчетной оценки величины полного падения напряжения на режущей дуге осуществлялось при следующих условиях: полагалось, что падение напряжение вблизи областей катодной и анодной привязки дуги в сумме равнялось 10 В; при оценке падения напряжения в

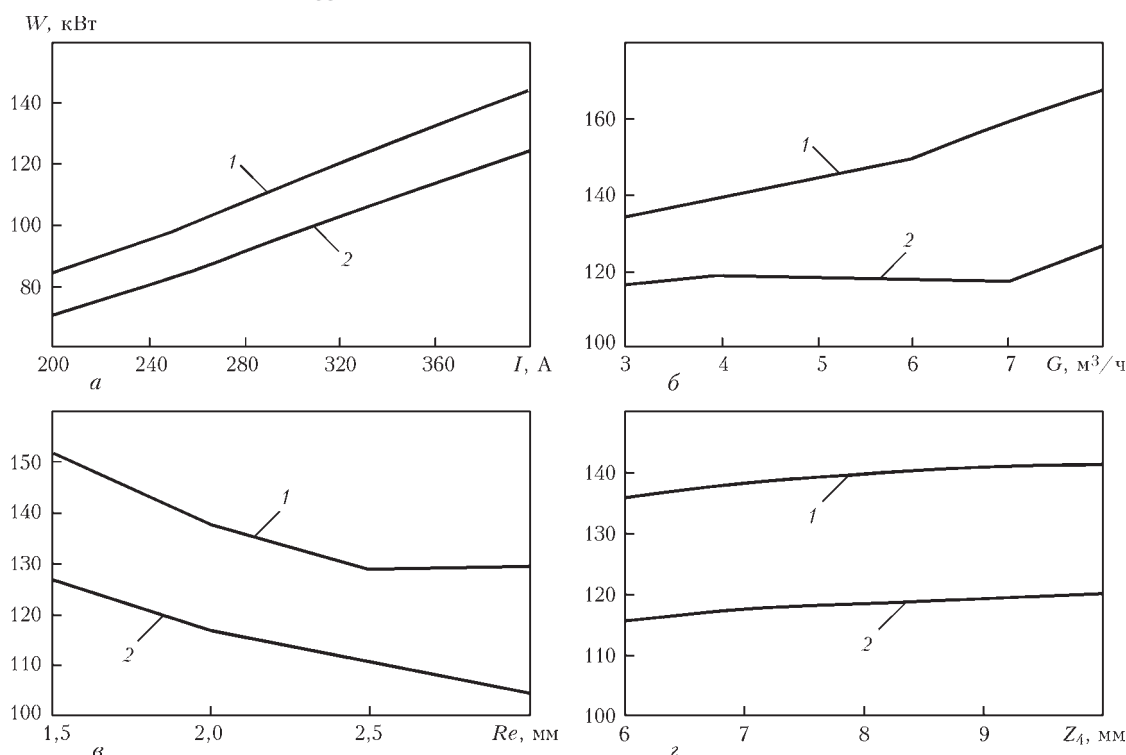


Рис. 5. Зависимости полной электрической мощности плазматрона от тока дуги (а); расхода плазмообразующего газа (б); радиуса (в) и длины (г) выходного сопла плазматрона при работе на обратной (1) и прямой (2) полярностях

полом электроде ($Z_p < z < Z_1$) использовались данные экспериментальных наблюдений, в соответствии с которыми при резке на прямой полярности привязка дуги осуществляется вблизи дальней стенки полого электрода ($Z_p - Z_1 \sim 40$ мм), а при резке на обратной полярности – вблизи канала ввода плазмообразующего газа ($Z_p - Z_1 \sim 10$ мм).

Рассмотрим теперь результаты расчетов интегральных электрических и энергетических характеристик плазматрона при различных наборах параметров процесса плазменно-дуговой резки на прямой и обратной полярностях (рис. 4, 5).

Как следует из рис. 4, а, расчетная вольт-амперная характеристика дуги в рассматриваемом плазматроне является падающей. Напротив, зависимость напряжения на дуге от расхода плазмообразующего газа при постоянном токе дуги $I_d = 315$ А — возрастающая (см. рис. 4, б). Из рис. 4, б видно, что при увеличении расхода плазмообразующего газа (более 5...6 м³/ч) происходит перестройка течения плазмы в канале плазматрона, что сказывается на изменении параметров течения во внешней области и полости реза, и, в свою очередь, ведет к изменениям характера падения напряжения на данных участках.

Влияние геометрических параметров на падения напряжения на дуге, таких как конфигурация рабочего канала плазматрона и расстояния до разрезаемого изделия, приведено на рис. 4, в–д. Показано, что увеличение длины столба дуги приводит к увеличению значения падения напряжения. Расширение же токового канала, связанное с увеличением

диаметра выходной секции плазматрона приводит к снижению напряжения на дуге.

На рис. 5 приводятся расчетные зависимости электрической мощности плазматрона от режимов его работы и геометрических параметров рабочего канала при работе плазматрона как на прямой, так и обратной полярностях дуги. Электрическая мощность плазматрона практически линейно растет при увеличении тока дуги, а также расхода плазмообразующего газа (см. рис. 5, а, б). Падение значений мощности плазматрона происходит при увеличении радиуса выходной насадки плазматрона (рис. 5, в). Связано это с увеличением размеров токового канала и, соответственно, меньшим падением напряжения на участке, который соответствует рабочему каналу плазматрона.

В целом, полученные результаты свидетельствуют о перспективности использования предложенного подхода к математическому описанию электродуговой плазмы, генерируемой режущими плазматронами при их работе как на прямой, так и на обратной полярности, а также возможности использования разработанной математической модели и программного обеспечения для ее компьютерной реализации при доработке конструкции и выборе оптимальных режимов работы таких плазматронов.

Выводы

1. Предложена математическая модель тепловых, газодинамических и электромагнитных процессов



в электродуговой плазме, генерируемой режущими плазматронами при их работе как на прямой, так и на обратной полярностях. Данная модель может быть использована для расчета распределенных и интегральных характеристик потока дуговой плазмы, генерируемой такими плазматронами внутри рабочего канала в открытой области дуги, а также в полости реза. При этом модель позволяет проводить численный анализ в широких диапазонах изменения тока дуги и расхода плазмообразующего газа, а также геометрических параметров рабочего канала плазматрона и полости реза.

2. Результаты численного исследования характеристик дуговой плазмы, генерируемой режущим плазматроном на обратной полярности, показали, что на эти характеристики существенное влияние оказывают радиус выходного сопла плазматрона, толщина разрезаемого изделия, а также параметры режима работы плазматрона.

3. Толщина разрезаемого изделия оказывает существенное влияние на интегральные электрические и энергетические характеристики плазменной дуги. Поэтому при резке деталей большой толщины необходимо использовать источники питания, поддерживающие работу в широком диапазоне рабочих мощностей (до 200 кВт) и напряжений (100...500 В).

1. *Ширишов И.Г.* Плазменная резка. – Л.: Машиностроение, 1987. – 192 с.
2. *Киселев Ю.Я.* Исследование и разработка технологии и оборудования плазменно-дуговой резки металлов на обратной полярности: Дис. ... д-ра техн. наук: 05.03.01. – Кишинев, 2005. – 331 с.
3. *Щицын В.Ю.* Совершенствование конструкций плазматронов и технологий плазменной обработки металлов на

обратной полярности: Дис. ... канд. техн. наук: 05.03.06. – Пермь, 2005. – 154 с.

4. *Математическое моделирование электрической дуги* / В.С. Энгельшт, Д.С. Асанов, В.Ц. Гурович и др. – Фрунзе: Илим, 1983. – 363 с.
5. *Computer-aided simulation and experimental study of dusted plasma jets emitting into limited space* / Yu.S. Borisov, A.V. Chernyshov, I.V. Krivtsun, et al. // Proc. of the National Thermal Spray Conference. – Boston, USA, 1994. – P. 361–366.
6. *Теория столба электрической дуги* / Под ред. М.Ф. Жукова. – Новосибирск: Наука, 1990. – 376 с.
7. *Favalli R.C., Szente R.N.* Physical and mathematical modeling of non transferred plasma torches // Brazilian Journal of Physics. – 1998. – № 1, March. – P. 25–34.
8. *Математическая модель дуговой плазмы, генерируемой плазматроном с проволокой-анодом* / М.Ю. Харламов, И.В. Кривцун, В.Н. Коржик и др. // Автомат. сварка. – 2007. – № 12. – С. 14–20.
9. *Об уточнении математической модели электрической дуги в плазматроне с внешней токоведущей проволокой* / М.Ю. Харламов, И.В. Кривцун, В.Н. Коржик и др. // Там же. – 2009. – № 1. – С. 53–56.
10. *Лойцянский Л.Г.* Механика жидкости и газа. – М.: Наука, 1973. – 847 с.
11. *Boulos M.I., Fauchais P., Pfender E.* Thermal plasmas: Fundamentals and applications. – Vol. 1. – New York and London: Plenum Press, 1994. – 467 p.
12. *Laundier B.E., Spalding D.B.* The numerical computation of turbulent flows // Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering. – 1990. – № 8. – P. 269–289.
13. *Иевлев В.М.* Турбулентное движение высокотемпературных сплошных сред. – М.: Наука, 1975. – 254 с.
14. *Wilcox D.C.* Turbulence modeling for CFD. – DCW Industries Inc., La Canada, California, 1994. – 460 p.
15. *Самарский А.А.* Введение в теорию разностных схем. – М.: Наука, 1971. – 552 с.
16. *Андерсон Д., Таннехилл Дж., Плетчер Р.* Вычислительная гидромеханика и теплообмен. – М.: Мир, 1990. – Т. 1. – 384 с.
17. *Пасконов В.М., Полежаев В.И., Чудов Л.А.* Численное моделирование процессов тепломассопереноса. – М.: Наука, 1984. – 286 с.

Поступила в редакцию 21.07.2015

X Международная научно-практическая конференция «Сварка и термическая обработка живых тканей. Теория. Практика. Перспективы»

27–28 ноября 2015 г., Киев, ИЭС им. Е.О. Патона

Первый день конференции будет посвящен докладам участников, а также презентациям оборудования и инструментария для реализации сварочных и термических технологий в хирургии. Материалы докладов будут опубликованы в специальном выпуске журнала «Клиническая хирургия».

Во второй день конференции будут проведены видео-презентации хирургических операций с использованием электросварочных технологий.

Оргкомитет конференции

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11

Тел.: 38044 205 24 49. Факс: 38044 205 17 10.

E-mail: lopatkina-kg@ukr.net, office@paton.kiev.ua



ЛАЗЕРНО-ДУГОВАЯ СВАРКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ БОЛЕЕ 700 МПа

В.Д. ПОЗНЯКОВ, В.Д. ШЕЛЯГИН, С.Л. ЖДАНОВ, А.А. МАКСИМЕНКО,
А.В. ЗАВДОВЕЕВ, А.В. БЕРНАЦКИЙ

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

Впервые для высокопрочных низколегированных сталей малых толщин показаны на примере стали 14ХГН2МДАФБ перспективы использования лазерных источников нагрева, а именно гибридной лазерно-дуговой сварки, позволяющей за счет трансформации термического цикла сварки, характерного для дуговых процессов, повысить показатели прочности сварных соединений и сопротивляемость их хрупкому и замедленному разрушению. Библиогр. 8, табл. 2, рис. 3.

Ключевые слова: гибридная лазерно-дуговая сварка, высокопрочная сталь, термические циклы сварки, структура, свойства

К настоящему времени применение дугового разряда как одного из самых распространенных и дешевых видов источников тепла для сварки наталкивается на существенные трудности, связанные с недостаточной концентрацией энергии в электродуговой плазме и неустойчивостью горения дуги при высоких скоростях сварки. Именно поэтому на данный момент все большее развитие получают гибридные способы сварки, такие как лазерно-дуговая, лазерно-светолучевая, двухлучевая, лазерно-индукционная, лазерно-плазменная. Наиболее перспективным из них способом получения сварных соединений высокопрочных сталей является гибридная лазерно-дуговая сварка. Этот процесс основан на объединении технологий лазерной сварки и дуговой сварки в среде защитных газов. Преимущества лазерной сварки определяются возможностью соединения металлов малых толщин с минимальным внесением тепла в изделие, высокой точностью и скоростью сварки. В то же время гибридной сварке не присущи недостатки лазерной сварки, такие как необходимость обеспечения минимального зазора между свариваемыми поверхностями и необходимость использования лазеров большой мощности [1]. Ограниченное тепловложение при лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварке хотя и приводит к образованию закалочных структур в металле шва и зоне термического влияния (ЗТВ) высокопрочных сталей, но при этом преимущества данных способов перед дуговой сваркой заключаются в минимальной деформации сварного соединения под воздействием сварочного термического цикла [2].

Благодаря значительным преимуществам гибридная сварка является достаточно надежным способом соединения материалов, а сфера ее применения в последние годы включает многие

отрасли промышленности: судостроительную, автомобильную, производство контейнеров, автокранов и строительно-дорожной техники [3].

Как и при других способах сварки возможности гибридной лазерно-дуговой сварки МАГ определяются путем соответствующего выбора основных параметров процесса, варьируя которыми можно получить необходимые рабочие характеристики, такие как глубина проплавления, форма шва и металлургические свойства сварного соединения. Немаловажным фактором для гибридной сварки является выбор защитного газа. Для Nd:YAG-лазера этот выбор определяется требованиями стабильности горения дуги, качеством защиты сварного шва, а также необходимостью переноса присадочного металла без разбрызгивания. В работе [4] отмечается, что для удовлетворения подобных требований оптимально использовать защитную газовую смесь на основе аргона: $Ar + 18\% CO_2$.

В настоящее время уже есть достаточное количество публикаций о применении лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварки низкоуглеродистых и низколегированных сталей Ст3, 09Г2С, Х70 и др. [5–7]. В данной статье рассматривается возможность использования лазерных источников нагрева для сварки закаливающихся сталей с бейнитно-мартенситной структурой, предел текучести которых превышает 700 МПа.

Главные трудности при сварке высокопрочных низколегированных сталей связаны с необходимостью предотвратить образование в сварном соединении металла ЗТВ холодных трещин, а также структур, резко снижающих сопротивляемость швов хрупкому разрушению. Причем требуемые эксплуатационные и технологические свойства сварные соединения должны приобретать в состоянии после сварки без дополнительной тер-

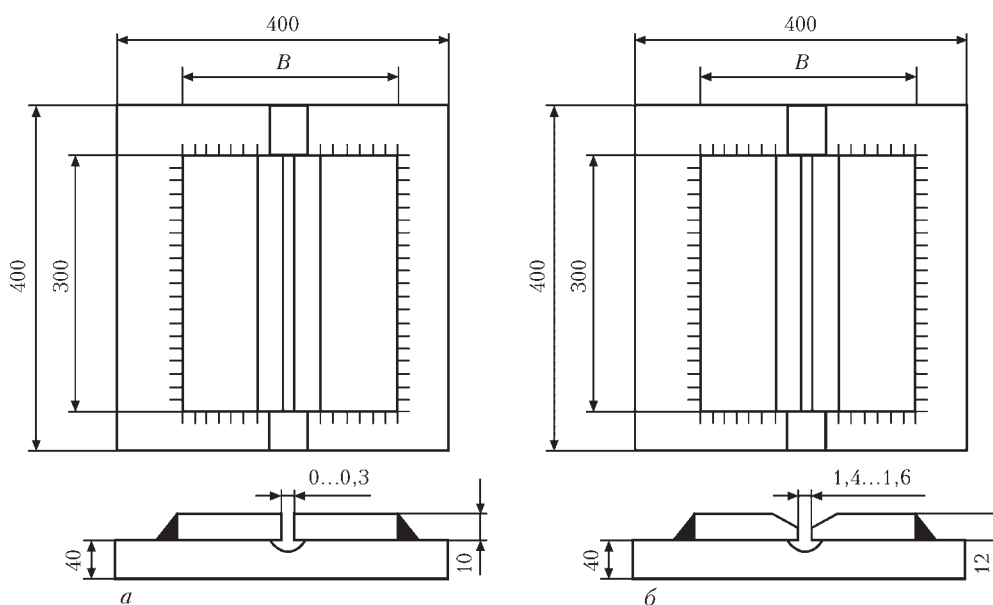


Рис. 1. Технологическая проба с регулируемой жесткостью для гибридной и лазерной (а) и дуговой сварки (б)

мообработки [8]. В связи с этим цель настоящей работы состояла в сравнительной оценке термических циклов, структуры и механических свойств соединений высокопрочной стали, характерных для лазерной, гибридной лазерно-дуговой и дуговой сварки.

Методика эксперимента. В качестве объекта исследований была выбрана высокопрочная сталь 14ХГН2МДАФБ толщиной 8 мм следующего химического состава (в мас. %): 0,14 С; 0,3 Si; 0,98 Mn; 1,19 Cr; 2,07 Ni; 0,22 Mo; 0,08 V; 0,45 Cu; 0,06 Nb; 0,005 S; 0,018 P. Для определения параметров термических циклов при нагреве-охлаждении использовали хромель-алюминиевые термопары диаметром 0,5 мм, спай которых заглублялся в метки, где предположительно должен был находиться участок перегрева ЗТВ.

С помощью комплексного метода исследований, включающего оптическую и электронную микроскопии, изучали структурно-фазовые изменения в сварных соединениях, а их свойства – путем механических испытаний образцов на растяжение и ударный изгиб.

Таблица 1. Режимы сварки

Способ сварки, $v_{св}$, м/ч	Режимы сварки				
	I , А	U , В	Расход защитного газа, л/мин	Погонная энергия, Дж/см	Мощность лазера, кВт
Дуговая, 18	230	31	14	10700	-
Дуговая, 30	230	31	14	6420	-
Дуговая, 40	230	31	14	4825	-
Дуговая, 50	230	31	14	3852	-
Лазерная, 40	-	-	14	3170	4,4
Лазерная, 50	-	-	14	2540	4,4
Гибридная, 72	125	23	30	2900	4,4
Гибридная, 90	150	25	30	2570	4,4
Гибридная, 100	200	26	30	2430	4,4

Немаловажным фактором является получение сварных соединений без холодных трещин. С целью определения возможностей получения качественных сварных соединений без образования этих недопустимых дефектов были проведены исследования с использованием жесткой стыковой технологической пробы с регулируемой жесткостью закрепления. Проба представляла собой массивную плиту размером 400×400×40 мм, на которую устанавливали и приваривали угловым швом по всему периметру стыковые соединения стали 14ХГН2МДАФБ длиной 300 и толщиной 10 мм без разделки кромок (рис. 1, а) и с зазором 0,1...0,3 мм для гибридной и лазерной сварки, а также для сравнения с дуговым способом сварки – соединения толщиной 12 мм с Y-образным скосом кромок и притуплением 5 мм (рис. 1, б) для обеспечения технологического непровара, являющегося концентратором напряжений для инициирования образования трещин. Задаваемый уровень жесткости определялся шириной стыкового соединения (100 и 200 мм).

Для сравнения условий нагрева-охлаждения сварные стыковые соединения стали 14ХГН2МДАФБ выполняли автоматическим дуговым способом в среде защитных газов, лазерным и гибридным лазерно-дуговым способом. Режимы сварки приведены в табл. 1.

Автоматическую дуговую сварку проволокой сплошного сечения Св-10ХН2ГСМФТЮ диаметром 1,2 мм в смеси Ag + 18 % CO₂ выполняли на режимах, обеспечивающих постоянство тока, напряжения и расхода защитной газовой смеси: $I_{св} = 220...240$ А, $U_d = 30...32$ В, $v_{заш.газ} = 14...16$ л/мин. При этом скорость сварки изменяли в пределах 18, 30, 40, 50 м/ч.



При лазерном процессе скорость сварки находилась в пределах от 40 до 50 м/ч. Параметры лазерного излучения составляли: мощность Nd:YAG-лазера — 4,4 кВт, заглубление фокуса $\Delta F = -1,5$ мм.

Для обеспечения качественного выполнения сварного соединения толщиной 8 мм с требуемой глубиной проплавления при гибридной лазерно-дуговой сварке режимы лазерной составляющей были аналогичны тем, что и при лазерном процессе, а у дуговой составляющей изменяли как электрические параметры, так и скорость сварки при постоянном расходе защитной газовой смеси $v_{\text{защ.газ}} = 30$ л/мин ($\text{Ar} + 18\% \text{CO}_2$). Для скорости $v_{\text{св}} = 72$ м/ч при гибридной лазерно-дуговой сварке сварочный ток и напряжение на дуге составляли: $I_{\text{св}} = 125$ А, $U_{\text{д}} = 23$ В, для скорости $v_{\text{св}} = 90$ м/ч — $I_{\text{св}} = 150$ А, $U_{\text{д}} = 25$ В и для скорости $v_{\text{св}} = 110$ м/ч — $I_{\text{св}} = 200$ А, $U_{\text{д}} = 26$ В.

Полученные результаты и их обсуждение. Анализ термических циклов, полученных при лазерном и гибридном лазерно-дуговом способах сварки, показал, что по сравнению с традиционным процессом дуговой автоматической сварки в защитных газах скорость нагрева металла ЗТВ до температуры 1100...1300 °С и скорость охлаж-

дения участков перегрева в интервале температур 600...500 °С ($W_{6/5}$) увеличиваются в 4-5 раз (рис. 2, а-з).

Для лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварки характерна тенденция увеличения скоростей охлаждения, однако если в первом случае (рис. 2, з) наблюдается различие в скоростях охлаждения $W_{6/5}$ при изменении скорости сварки ($W_{6/5} = 65$ °С/с при $v_{\text{св}} = 40$ м/ч и $W_{6/5} = 103$ °С/с при $v_{\text{св}} = 50$ м/ч), то при различных скоростях гибридной лазерно-дуговой сварки: $v_{\text{св}} = 72, 90$ и 110 м/ч (рис. 2, в) скорости охлаждения $W_{6/5}$ примерно одинаковы и составляют 58...63 °С/с. Кроме того, при лазерной сварке на участке от 600 до 500 °С охлаждение металла происходит за 2 и 4 с для скоростей сварки 50 и 40 м/ч соответственно, в то время как для гибридной лазерно-дуговой сварки время прохождения данного температурного диапазона одинаково и составляет 1,5 с. Также следует отметить интервал температур от 800 до 600 °С. В то время как для лазерной сварки наблюдается монотонное снижение кривых охлаждения (рис. 2, б, вставка), для гибридной лазерно-дуговой сварки наблюдается S-образное поведение кривых охлаждения, причем для ско-

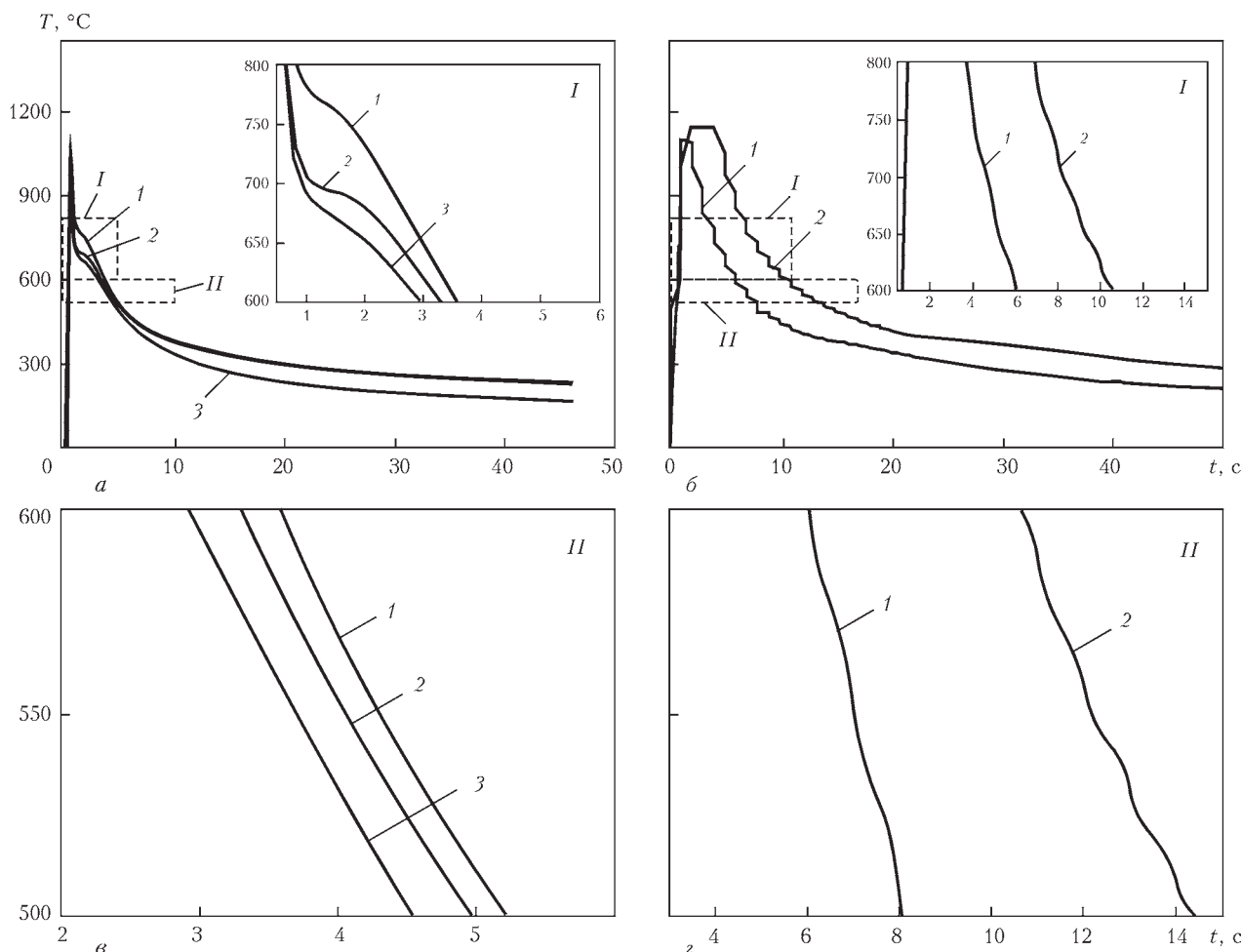


Рис. 2. Термические циклы при гибридной лазерно-дуговой сварке (а, в): 1 — $v_{\text{св}} = 72$ м/ч, 2 — $v_{\text{св}} = 90$ м/ч, 3 — $v_{\text{св}} = 110$ м/ч; лазерной (б, з): 1 — $v_{\text{св}} = 50$ м/ч, 2 — $v_{\text{св}} = 40$ м/ч



Таблица 2. Механические свойства основного металла и металла швов соединений стали 14ХГН2МДАФБ при различных способах сварки

Способ сварки, $v_{св}$, м/ч	$\sigma_{0,2}$	σ_b	δ_5	KCV , Дж/см ² , при t , °С			Тип структуры (шов/ЗТВ)
	МПа		%	+20	–20	–40 (шов/ЗТВ)	
ОМ	780	820	20	-	-	35	Б
Дуговая, 30	625	739	20	75	50	37/42	Б/Б-М
Дуговая, 40	680	778	20	97	94	80/52	Б/Б-М
Дуговая, 50	798	911	16	103	95	53/148	Б-М/Б-М
Лазерная, 40	858	925	11	53,0	23,8	14,0	Б-М/Б-М
Лазерная, 50	862	924	14	53,0	30,4	22,8	Б-М/Б-М
Гибридная, 72	907	1129	11	75,7	38,6	38,3/84	Б/Б
Гибридная, 90	1147	1323	10	61,5	54,0	52,1/59	Б-М/Б
Гибридная, 110	987	1083	12	70	50,3	35,8/84	Б/Б

рости сварки $v_{св} = 90$ м/ч горизонтальная площадка наиболее выражена (рис. 2, а, вставка). По-видимому, это можно объяснить различным вводом тепла в сварное соединение, а значит, и различными энергетическими характеристиками воздействия отдельно взятого лазерного источника нагрева и суммарного воздействия лазера и дуги, которое даже при увеличении скорости сварки трансформирует термический цикл в сторону уменьшения скорости охлаждения. Следует отметить, что при гибридной лазерно-дуговой сварке скорости охлаждения $W_{6/5}$ примерно в 2 раза выше, чем при дуговой автоматической сварке, выполняемой с максимальной скоростью $v_{св} = 50$ м/ч при которой еще можно получить качественный сварной шов. Как показали эксперименты, дальнейшее увеличение скорости сварки при дуговых процессах в защитных газах с применением сварочной проволоки диаметром 1,0...1,2 мм нецелесообразно.

Такие различия условий охлаждения металла шва и ЗТВ сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ для вышеуказанных способов сварки обуславливают определенные изменения в их структуре, изменяются при этом и их механические свойства. Данные, представленные в табл. 2, свидетельствуют о том, что с увеличением скорости дуговой сварки, возрастают показатели статической прочности металла шва, а его относительное удлинение снижается. Это объясняется увеличением скорости охлаждения в интервале температур 600...500 °С и, как следствие, более интенсивной закалкой металла.

При лазерной сварке показатели относительно удлинения, значения ударной вязкости снижаются по сравнению с аналогичными показателями основного металла при температуре испытаний минус 40 °С (на 30 и 50 % соответственно). Прочностные показатели практически не изменяются по сравнению с исходным состоянием.

В отличие от лазерной сварки при гибридном лазерно-дуговом способе наблюдается рост на 30...40 % показателей прочности и ударной вяз-

кости металла шва по сравнению с исходным состоянием металла и аналогичное снижение (как при лазерной сварке) показателей относительного удлинения. Такие закономерности характерны для скорости сварки 90 м/ч. Увеличение скорости гибридной сварки до 110 м/ч приводит к снижению показателей прочности и ударной вязкости до уровня значений, характерных для скорости 72 м/ч.

Проведенными исследованиями структурно-фазовых изменений в металле шва и металле ЗТВ сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ установлено, что с увеличением скорости лазерной сварки от 18 до 50 м/ч и гибридной лазерно-дуговой сварки от 72 до 90 м/ч фазовый состав металла швов изменяется от бейнитного (Б) до бейнитно-мартенситного (Б-М). Для основного металла стали 14ХГН2МДАФБ характерна бейнитно-ферритная (Б-Ф) структура с размером зерен D_3 примерно 5...24 мкм и микротвердостью $HV 2740...2850$ МПа. С использованием CO_2 -лазера при малых скоростях лазерной сварки до 18 м/ч в шве формируется бейнитная структура с D_3 примерно 40...80×150...400 мкм и микротвердостью $HV 2850...3510$ МПа. Дальнейшее увеличение скорости сварки до 50 м/ч, как показали настоящие исследования при использовании Nd:YAG-лазера, приводит к образованию как в металле шва, так и металле ЗТВ бейнитно-мартенситной структуры с более равновесными зернами при коэффициенте их формы $\chi = 2...3$ и микротвердостью до $HV 4170$ МПа. При этом, согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, уменьшается размер бейнитных пакетов в участке перегрева ЗТВ в 1,5 раза, а ширина реек бейнитных структур в 1,3...2 раза. Такие структурные изменения, по видимому, приводят к уменьшению показателей пластичности и ударной вязкости металла шва при лазерной сварке.

Использование гибридного лазерно-дугового процесса сварки, как уже отмечалось, приводит к увеличению скоростей сварки и электрических параметров дуговой составляющей, что в свою очередь обеспечивает примерно одинаковый



ввод тепла в сварное соединение. Значения погонной энергии сварки составляли $Q = 2,4 \dots 2,9$ кДж/см, вместе с тем параметры структуры при разных скоростях сварки изменялись, что обуславливало различие в показателях механических свойств металла шва.

Так, при скорости гибридной сварки $v_{св} = 72$ м/ч фазовый состав металла шва и участка перегрева ЗТВ бейнитный (преимущественно нижний), градиенты по микротвердости между структурными составляющими минимальны при измельчении зерна примерно в 3...4 раза (рис. 3, а, б). Увеличение скорости сварки до 90 м/ч приводит к изменению фазового состава при переходе от шва к ЗТВ от бейнитно-мартенситного ($M > B_n > B_v$) в шве до бейнитного ($B_n > B_v$) в ЗТВ (рис. 3, в, г). Это обуславливает повышение механических свойств $\sigma_{0,2}$, σ_B , KCV (см. табл. 2). В данном случае мартенситная составляющая обеспечивает прирост прочностных характеристик, а наличие нижнего бейнита обеспечивает повышение ударной вязкости. По всей видимости такие особенности формирования структур обусловлены отличием в поведении металла при охлаждении в интервале температур 800...600 °С. При гибридной сварке со скоростью $v = 110$ м/ч фазовый состав при переходе от шва к ЗТВ бейнитный (рис. 3, д, е),

причем $B_n < B_v$ и градиенты по микротвердости между структурными составляющими как в шве ΔHV до 310 МПа, так и в ЗТВ ΔHV до 510 МПа существенные, что приводит к снижению показателей прочности и ударной вязкости металла шва (табл. 2).

В результате проведенных исследований на сопротивляемость образованию холодных трещин установлено, что при дуговой сварке со скоростью 18 м/ч жестких стыковых соединений стали 14ХГН2МДАФБ шириной 100 и 200 мм они поражают шов по всей длине и всему сечению. При данных условиях охлаждения металла ЗТВ со скоростью $W_{6/5} = 20$ °С/с неблагоприятными факторами с точки зрения образования холодных трещин являются концентрация диффузионного водорода в наплавленном металле до $[H]_{диф} = 1,5 \dots 2,0$ мл/100 г и особенности формирования тонкой структуры, неравномерной по размерам зерен, показателям микротвердости и плотности дислокаций, изменяющейся от $\rho = (2 \dots 3) \times 10^{10}$ см⁻² до 10^{11} см⁻² и характеризующейся неравномерным распределением. Такие различия в распределении дислокаций и их плотности приводят к формированию существенных микронапряжений в металле, что, по-видимому, отрицательно сказывается на сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин.

Как показали проведенные эксперименты, повысить стойкость против образования холодных трещин в сварных соединениях стали 14ХГН2МДАФБ можно за счет увеличения скорости дуговой сварки до 50 м/ч, снижая при этом погонную энергию в 1,7...2,6 раза. Аналогичный эффект достигается применением лазерной сварки с такой же скоростью и гибридной лазерно-дуговой сварки со скоростями $v_{св} = 72, 90$ и 110 м/ч. При этом уменьшается содержание диффузионного водорода в наплавленном металле до 0,2...0,4 мл/100 г, а при лазерной сварке — в расплавленном металле до 0,07 мл/100 г. С точки зрения структуры дислокации в объеме металла распределены равномерно, а их плотность находится в пределах $5 \times 10^{10} \dots 6 \times 10^{10}$ см⁻², кроме того, за счет более низкой плотности дислокаций и их однородного распределения уменьшаются по величине микронапряжения.

Таким образом, оптимальным способом, обеспечивающим высокие механические свойства и показатели ударной вязкости металла шва сварных соедине-

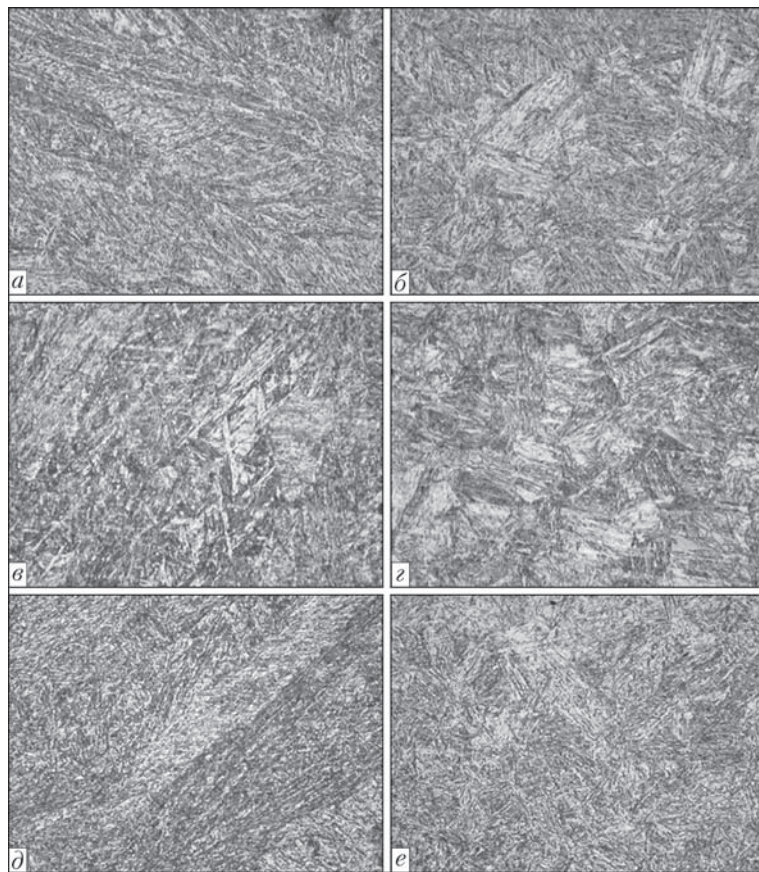


Рис. 3. Микроструктура металла шва и ЗТВ при различных режимах гибридной лазерно-дуговой сварки ($\times 500$): а, в, д — шов; б, г, е — ЗТВ; а, б — $v_{св} = 72$ м/ч; в, г — $v_{св} = 90$; д, е — $v_{св} = 110$ м/ч



ний стали 14ХГН2МДАФБ, является гибридная лазерно-дуговая сварка, выполняемая со скоростью $v_{\text{св}} = 90$ м/ч. При этом использование гибридной лазерно-дуговой сварки на вышеуказанных режимах со скоростями $v_{\text{св}} = 72$ и 110 м/ч удовлетворяет условиям обеспечения показателей ударной вязкости на уровне $KCV_{-40} > 30$ Дж/см².

Выводы

В результате выполненных исследований показаны преимущества и недостатки гибридной лазерно-дуговой сварки в сравнении с лазерной и дуговой сваркой. Так установлено, что преимуществом гибридной лазерно-дуговой сварки является большая экономическая эффективность при достаточном высоких технологических показателях. В частности, несмотря на более высокие показатели металлургических и механических свойств сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, гибридная лазерно-дуговая сварка позволяет существенно повысить скорости сварки, сохраняя при этом высокий уровень свойств сварных соединений. Кроме того, использование лазерного источника в гибридном процессе позволяет существенно сни-

зить содержание диффузионного водорода и плотность дислокаций в наплавленном металле. Сочетания таких характеристик невозможно достичь используя только лазерную или дуговую сварку.

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Чирков А.М. Гибридные технологии лазерной сварки: Учебное пособие. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. – 52 с.
2. Гибридная сварка излучением CO₂-лазера дугой плавающего электрода в углекислом газе / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, В.П. Гарашук и др. // Автомат. сварка. – 2002. – № 10. – С. 38–41.
3. Ках П., Салминен А., Мартикаинен Дж. Особенности применения гибридной лазерной-дуговой сварки // Там же. – 2010. – № 6. – С. 38–47.
4. Лазерная и лазерно-дуговая сварка стали в защитных газах / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, А.В. Сирота и др. // Автомат. сварка. – 2007. – № 1. – С. 34–38.
5. Hybrid laser/arc welding of advanced high strength steel in different butt joint configurations / M. Atabaki, J. Ma, G. Yang, R. Kovacevic // Materials and Design. – 2014. – 54. – P. 573–587.
6. Unta A., Lappalainen E., Salminen A. Autogeneous laser and hybrid laser arc welding of T-joint low alloy steel with fiber laser systems // Phys Proc. – 2013. – 41. – P. 140–143.
7. Sathya P., Mishra MK., Shanmugraran B. Effect of shielding gases on microstructure and mechanical properties of super austenitic stainless steel by hybrid welding // Mater. Design. – 33. – 2012. – P. 203–215.
8. Мусияченко В.Ф., Миходуй Л.И. Дуговая сварка высокопрочных легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1987. – 80 с.

Поступила в редакцию 01.07.2015

ММС100

7–10 June 2016,
Kyiv, Ukraine

www.medovar100.org



Международный симпозиум к 100-летию со дня рождения Б.И. Медовара

Дата проведения

7–10 июня 2016 г.

Тематика симпозиума

ЭШП и другие процессы специальной электрометаллургии, их научные основы, технологии и оборудование; электрошлаковое литье; сварка высоколегированных и высокопрочных сталей, а также аустенитных сталей и сплавов; теория кристаллизации сталей и сплавов; управление затвердеванием в металлургии и сварке; крупные кузнечные и листовые слитки; моделирование затвердевания в процессах специальной электрометаллургии и сварки; современные стали для магистральных газопроводов, сосудов давления, крупных поковок, роторов, валков; родственные области металлургии, сварки и металловедения.

Место проведения

Киев, Украина, Президент Отель

Организационный комитет

Тел.: +38(044) 287-52-18, +38(044) 337-30-81. Тел./факс: +38(044) 337-30-82
E-mail: org@medovar100.org, info@medovar100.org
Дополнительная информация на сайте симпозиума www.medovar100.org



ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ WC-Co-Cr, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМИ МЕТОДАМИ НАПЫЛЕНИЯ

Ю.С. БОРИСОВ, Е.А. АСТАХОВ, А.П. МУРАШОВ, А.П. ГРИЩЕНКО,
Н.В. ВИГИЛЯНСКАЯ, М.В. КОЛОМЫЦЕВ

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

Напыление покрытий из порошка WC-9Co-4Cr проводилось высокоскоростными способами газотермического напыления с использованием методов детонационного, сверхзвукового воздушно-газового плазменного (СВГПН) и сверхзвукового газопламенного (HVOF) напыления. Проведено исследование микроструктуры и свойств полученных покрытий. Анализ результатов исследования структуры покрытий показал, что при напылении данными методами формируются плотные покрытия, состоящие из включений карбида вольфрама, равномерно распределенных в Co-Cr матрице. Пористость покрытий менее 1 %. Микротвердость покрытий, полученных методами СВГПН и HVOF, составляет 11,0...11,7 ГПа. По показателям микротвердости данные покрытия превосходят покрытие из гальванического хрома (10 ГПа). Микротвердость детонационного покрытия составляет 8,5 ГПа. Причиной снижения твердости детонационного покрытия является частичная потеря углерода и появление в покрытии включений оксидов, что вызвано окислительной средой продуктов детонации. По комплексу показателей твердости, прочности сцепления (более 50 МПа) и пористости покрытия системы WC-9Co-4Cr, напыленные высокоскоростными методами СВГПН и HVOF, имеют преимущество перед гальваническим хромированием. Среди исследованных методов высокоскоростного газотермического напыления покрытия системы WC-9Co-4Cr метод СВГПН характеризуется наиболее высокой производительностью — 15 кг/ч. Библиогр. 16, табл. 2, рис. 2.

Ключевые слова: газотермическое напыление, покрытие, гальваническое хромирование, детонационное напыление, сверхзвуковое воздушно-газовое плазменное напыление, сверхзвуковое газопламенное напыление покрытия системы WC-Co-Cr, микроструктура, пористость, микротвердость

Высокоскоростные способы напыления позволяют значительно расширить возможности традиционного газотермического напыления (ГТН) покрытий, используемого для защиты деталей от износа и коррозии. Благодаря сокращению времени пребывания частиц в высокотемпературном потоке и снижению их перегрева при высокоскоростных методах ГТН происходит уменьшение окисления частиц и, соответственно, покрытия. Вместе с тем благодаря высокой скорости частиц возрастает запас их кинетической энергии, что ведет к увеличению плотности покрытий и прочности сцепления покрытий с основой [1]. Характерными особенностями покрытий, полученных высокоскоростным напылением, являются низкая пористость (менее 1,5 %) и сохранение химического состава исходного порошка, а также высокая прочность сцепления (более 50...70 МПа). К газотермическим высокоскоростным способам получения покрытий относятся методы детонационного, сверхзвукового воздушно-газового плазменного (СВГПН) и сверхзвукового газопламенного (HVOF) напыления. Скорость частиц при напылении составляет: до 1000 м/с при детонаци-

онном напылении, 500...1000 м/с при СВГПН и до 800 м/с при HVOF напылении [2].

Одним из самых распространенных в ГТН покрытий являются покрытия на основе карбида вольфрама, которые широко используются в различных отраслях промышленности для повышения стойкости деталей к износу и коррозии. Высокая износостойкость газотермических WC-Co-покрытий обеспечивается сочетанием WC как твердой составляющей и кобальта как пластичной связующей. В случае напыления WC-Co-покрытий высокоскоростные методы являются предпочтительными в сравнении с другими методами газотермического напыления, так как большие скорости и меньшие температуры частиц порошка снижают степень разложения WC в процессе напыления, предотвращая тем самым снижение твердости и износостойкости [3]. Для напыления используются WC-Co-порошки с содержанием 6...17 % кобальта, полученные разными методами [4, 5]. Для повышения стойкости WC-Co-покрытий к коррозии порошки WC-Co легируют хромом, так как Co-Cr матрица обеспечивает более высокую стойкость к коррозии по сравнению



с WC–Co-материалами. Содержание хрома в порошках 4...8 % (WC–10Co–4Cr; WC–6Co–8Cr) [4]. В зависимости от состава порошка, типа оборудования и режимов напыления микротвердость полученных WC–Co-покрытий составляет 6...12 ГПа при детонационном напылении [6, 7], 10...15 ГПа при СВГПН [8, 9] и HVOF напылении [10, 11]. Пористость таких покрытий, полученных высокоскоростными методами напыления, обычно не превышает 1,5 %.

Высокоскоростное напыление покрытий на основе карбида вольфрама является одной из альтернатив гальваническому хромированию. Помимо таких преимуществ, как получение покрытий, характеризующихся стойкостью к истиранию, коррозии, эрозии, газотермическое напыление, в отличие от технологии гальванического хромирования, является экологически чистым процессом. Тогда как основной компонент электролитов хромирования — шестивалентный хром, который является канцерогеном, вреден для здоровья даже при низких концентрациях [12]. WC–Co–Cr-покрытия имеют высокую твердость, низкий коэффициент трения, а их износостойкость, по сравнению с твердым хромом, выше в 3...5 раз [13]. WC–Co–Cr-покрытия благодаря наличию хрома не уступают твердому хрому по коррозионной стойкости [14, 15]. Газотермические покрытия из карбида вольфрама в качестве альтернативы гальваническому хромированию получили широкое применение в авиационной промышленности на деталях гидравлических приводов и стойках шасси [16].

Цель настоящей работы заключалась в сравнении различных высокоскоростных методов напыления при получении WC–Co–Cr-покрытий. Напыление проводили методом детонационного, СВГПН и HVOF напыления.

Материалы и методики проведения исследований. Для напыления использовали порошок WC–Co–Cr (9 % Co; 4 % Cr; 5,2 % C) фирмы «Prahaig» (марка WC-731/1350VF), полученный агломерацией с последующим спеканием. Частицы порошка преимущественно имеют сферическую форму. На рис. 1 приведен внешний вид порошка.

Характеристика порошка WC–9Co–4Cr: размер частиц 10...38 мкм; текучесть 18 с; насыпная плотность 4,6 г/см³. Детонационное напыление проводили на установке Перун-С, СВГПН на установке Киев-С и HVOF на установке HIPOJET 2700M. В табл. 1 приведены параметры напыления покрытий из порошка WC–9Co–4Cr.

Для проведения металлографических исследований покрытия напылялись на образцы из стали Ст3, для определения прочности сцепления на образцы из стали 30ХГСН2МА и титанового сплава BT-22. Шероховатость покрытий после напыле-

Таблица 1. Режимы напыления WC–9Co–4Cr-покрытий

Расход рабочих газов, м ³ /ч	Метод напыления		
	Детонационный	СВГПН	HVOF
C ₃ H ₈	0,42	-	-
O ₂	1,7	-	15
Воздух	0,53	26	36
CH ₄	-	-	7,2
N ₂	-	-	0,18
Сила тока, А	-	220	-
Напряжение, В	-	350	-
Расход порошка, кг/ч	0,65	15	0,78
Дистанция напыления, мм	110	180	150

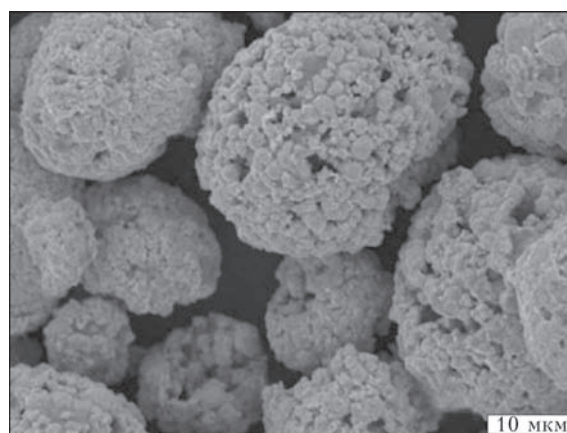


Рис. 1. Внешний вид порошка WC–9Co–4Cr

ния определяли с помощью профилографа-профилометра. При проведении исследований микроструктуры, микротвердости и пористости покрытий применяли комплексную методику, включающую металлографию — оптический микроскоп «Неофот-32» с приспособлением для цифрового фотографирования; дюрометрический анализ — прибор твердомер ПМТ-3 при нагрузке 50 г. Замеры микротвердости проводили по всему сечению покрытий (50 замеров для каждого типа покрытия). Определение пористости покрытий проводили методом анализа изображений, заключающегося в определении площади, приходящейся на обнаруженные поры, относительно всей площади шлифа покрытия. Изготовление шлифов проводили по стандартным методикам.

Результаты исследований. В результате напыления порошка WC–9Co–4Cr сверхзвуковыми методами при данных режимах получены покрытия с плотной структурой без трещин и разрушений, плотно прилегающие к основе. На рис. 2 приведены микроструктуры полученных покрытий. Толщина покрытий составляет 200...400 мкм.

Шероховатость R_a напыленных покрытий при детонационном методе ГТН — 6,15 мкм; СВГПН — 5,40; HVOF — 6,75.

Покрытия, полученные методами СВГПН и HVOF, имеют одинаковую микроструктуру, состо-



Рис. 2. Микроструктура ($\times 200$) покрытий WC–9Co–4Cr, полученных методами детонационного напыления (а); СВГПН (б); HVOF (в)

Таблица 2. Свойства покрытий WC–9Co–4Cr, полученных сверхзвуковыми методами напыления, и гальванического хромирования

Метод напыления	Микротвердость HV, ГПа	Пористость, %	Прочность сцепления, МПа
Детонационное	$8,5 \pm 1,2$	< 1	-
Сверхзвуковое плазменное	$11,7 \pm 1,7$	< 1	-
HVOF	$11,0 \pm 1,3$	< 1	> 50
Гальваническое хромирование	$7,5 \dots 12,0$	$3 \dots 20$	$20 \dots 25$

ящую из частиц карбида вольфрама, равномерно распределенных в Co–Cr-матрице. Микротвердость покрытий составляет: HV0,05 — $11 \pm 1,3$ ГПа для покрытия, полученного методом HVOF, и HV0,05 — $11,7 \pm 1,7$ ГПа для покрытия, полученного методом СВГПН. Пористость покрытий менее 1 %.

Покрытие, полученное детонационным напылением, имеет ламелярную структуру, состоящую из матрицы Co–Cr, включений карбида вольфрама и оксидных прослоек. Содержание оксидов в покрытии около 5 %. Микротвердость покрытия HV0,05 — $8,5 \pm 1,2$ ГПа. Пористость покрытия менее 1 %.

Как видно из полученных результатов, микротвердость детонационного покрытия примерно на 3 ГПа ниже, чем покрытий, полученных другими методами, по причине применения при напылении окислительной среды продуктов детонации кислородно-пропан-бутановой смеси, что приводит к более интенсивному взаимодействию WC с кислородом. В результате этого происходит частичная потеря углерода и превращение WC в W_2C , который имеет более низкую твердость. Этим же вызвано наличие в покрытии оксидов.

Прочность сцепления покрытия WC–9Co–4Cr, полученного методом HVOF, была исследована по клеевой методике с испытанием на нормальный отрыв ISO 14916(1999) с использованием клея ВК-27, имеющего предел прочности на разрыв 50 МПа. Установлено, что прочность сцепления покрытия из порошка WC–9Co–4Cr со сталью 30ХГСН2МА и с титановым сплавом ВТ-22

составляет более 50 МПа (в обоих случаях отрыв произошел по клею).

В табл. 2 приведены сводные результаты свойств покрытий из порошка WC–9Co–4Cr, полученных сверхзвуковыми методами напыления. Для сравнения приведены свойства покрытия из гальванического хромирования.

Выводы

1. Микроструктура покрытий WC–9Co–9Cr, полученных высокоскоростными методами газотермического напыления, представляет собой частицы карбида вольфрама, равномерно распределенные в Co–Cr-матрице. Пористость покрытий менее 1 %. В структуре покрытия, полученного детонационным методом, имеются оксидные прослойки (около 5 %).

2. Микротвердость покрытий WC–9Co–9Cr, полученных методом HVOF и СВГПН, составляет $11,0 \dots 11,7$ ГПа; микротвердость детонационного покрытия 8,5 ГПа.

3. Пониженная (примерно на 3 ГПа) микротвердость детонационного покрытия и наличие оксидных прослоек в микроструктуре связаны с применением при напылении окислительной среды продуктов детонации кислородно-пропан-бутановой смеси, что ведет к развитию процессов окисления напыляемого материала и как результат частичной потере углерода и окислению материала матрицы.

4. Благодаря высокой твердости WC–9Co–9Cr покрытий, полученных методами HVOF и СВГПН ($11,0 \dots 11,7$ ГПа), в сочетании с низкой пористостью (менее 1 %), прочностью сцепления более 50 МПа и экологичностью процесса технологии ГТН, они представляют собой альтернативу применению покрытий из гальванического хромирования. Среди исследованных методов газотермического напыления WC–9Co–4Cr-покрытий метод СВГПН имеет наиболее высокую производительность (15 кг/ч).

1. Борисов Ю.С., Петров С.В. Использование сверхзвуковых струй в технологии газотермического напыления // Автомат. сварка. – 1995. – № 1. – С. 41–44.



2. Газотермические покрытия из порошковых материалов: Справочник // Ю.С. Борисов, Ю.А. Харламов, С.Л. Сидоренко и др. – Киев: Наук. думка, 1987. – 544 с.
3. Chivavibul P., Watanabe M., Kuroda S. Development of WC-Co Coatings Deposited by Warm Spray Process // J. of Thermal Spray Technology. – 2008. – V. 17, Issue 5-6. – P. 750–756.
4. <http://www.tecnospray.net/download/HCST/AMPERIT-Brochure.pdf> AMPERIT Thermal Spray Powders
5. <http://www.fisherproductsllc.com/pdf/Powder-Brochure.pdf> Praxair Surface Technology, Powder Technology Catalog
6. Comparative analysis of tribological properties of cermet detonation sprayed coatings / A.A. Shtertser, I.Yu. Smurov, V.Yu. Ulianitsky, S.B. Zlobin // Proc of ITSC (Netherlands, Maastricht, June 2–4) – 2008. – P. 125–131.
7. Knapp J.K., Nitta H. Fine-particle slurry wear resistance of selected tungsten carbide thermal spray coatings // Tribology International – 1997. – V. 30, Issue 3. – P. 225–234.
8. Du L., Xub B., Dong S. Sliding wear behaviour of the supersonic plasma sprayed WC-Co coating in oil containing sand // Surf. and Coatings Technology. – 2008. – V. 202, Issue 15. – P. 3709–3714.
9. Ma S., Li C., Ye X. Microstructure and properties of nanostructured WC/Co coating deposited by supersonic plasma spraying // Proc. of ITSC (Basel, Switzerland, 2–4 May). – 2005. – P. 794–797.
10. G. Matthaeus; W. Brandl; I.-F. Secosan. Standard HVOF Process Compared to the HVOF Process for Internal Coating with Fine Powders // Proc. of ITSC (Netherlands, Maastricht, June 2–4). – 2008. – P. 473–476.
11. Kirsten A., Oechsle M., Moll R.F. Carbide containing materials for hard chromium replacement by HVOF-spraying // Proc. of ITSC (Basel, Switzerland, 2–4 May). – 2005. – P. 957–962.
12. Legg K.O., Graham M., Chang P. The replacement of electroplating // Surface and Coatings Technology. – 1996. – V. 81, Issue 1. – P. 99–105.
13. Murthy J.K.N., Venkataraman B. Abrasive wear behaviour of WC-Co-Cr and Cr₃C₂-20(NiCr) deposited by HVOF and detonation spray processes // Surface and Coatings Technology. – 2006. – V. 200. – Issue 8. – P. 2642–2652.
14. Bobzin K., Kopp N., Warda T. Investigation and Characterization of HVOF WC-Co-Cr Coatings and Comparison to Galvanic Hard Chrome Coatings // Proc. of ITSC. – (Busan, South Korea, May 13–15). – 2013. – P. 389–394.
15. Bolleli G., Giovanardi R. Corrosion Resistance of HVOF-Sprayed Coatings for Hard Chrome Replacement // Corrosion Sci. – 2006. – V. 48, Issue 11. – P. 3375–3397.
16. Peter F. Ruggiero Tungsten carbide coatings replace chromium // Advanced Materials and processes. – 2005. – № 7. – P. 39–40.

Поступила в редакцию 26.11.2014

Конференция сварщиков в Томске

23 сентября 2015 г. в рамках Международной конференции «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций», ежегодно проводимой в ИФПМ СО РАН, состоялось первое заседание Регионального научно-технического Совета «Сварка, родственные процессы и технологии» (РНТС «СРПТ»), проведенного в рамках секции Международной конференции «Проблемы и пути развития сварочного производства в регионах Сибири, Урала, Дальнего Востока и Республики Казахстан.

В заседании приняли участие д-р техн. наук З.А. Сидлин, ООО «Высокие технологии», г. Москва; д-р техн. наук, профессор Ю.С. Коробов, заведующий кафедрой сварочного производства Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург; д-р техн. наук, профессор С.Ф. Гнюсов, НИ ТПУ, д-р техн. наук, профессор С.Б. Сапожков, ЮТИ НИ ТПУ; д-р техн. наук в.н.с. ИФПМ СО РАН Ю.Н. Сараев, кандидаты наук: А.С. Гордынец, Р.А. Кректулева, А.Ф. Князьков, С.А. Солодский — НИ ТПУ; Н.И. Голиков — ИФТПС СО РАН, г. Якутск; В.П. Безбородов, А.Г. Лунев — ИФПМ СО РАН; сотрудники ИФПМ СО РАН, магистранты и аспиранты НИ ТПУ, представители томских предприятий: ЗАО «Герон», АО «Транснефть-Центральная Сибирь», ООО «Стройтрансгаз-Сибирь», ООО «Газпром трансгаз Томск», ООО «УМ-2 Сервис», ООО «Томскнефтехим», НПЦ «Полус», ООО «СибСтройНефтегаз», специалисты филиала ЗАО «Стройтрансгаз», г. Томск.

В ходе заседания РНТС «СРПТ» были представлены доклады ведущих специалистов сварочного производства по следующим направлениям:

- фундаментальные и ориентированные исследования, как методологическая основа повышения эффективности функционирования сварочного производства России;
- поисковые исследования повышения эксплуатационной надежности технических систем ответственного назначения, эксплуатируемых в условиях Сибири и Крайнего Севера;
- перспективные материалы, аддитивные технологии и современное оборудование для сварочно-монтажных и ремонтных работ в условиях низких климатических температур;
- методы контроля и диагностики свойств сварных соединений сталей, предназначенных для работы в условиях низких температур;
- конкурентоспособность отечественных сварочных электродов и проблемы сырьевой базы производства покрытых электродов и внедрение новых компонентов;
- разработка порошковых проволок для получения покрытий, стойких к износу и газовой коррозии;
- особенности создания, постановки на производство отечественного инверторного сварочного оборудования.

В рамках проводимого заседания была предусмотрена презентация новых сварочных материалов и сварочного оборудования, предназначенных для создания конструкций, стойких к колебаниям температуры окружающего воздуха от минус 60 °С до плюс 40 °С.

Ю.Н. Сараев, д-р техн. наук



ОСОБЕННОСТИ БЕСКОНТАКТНЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ ДУГИ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА

Н.М. МАХЛИН

ГП «НИЦ СКАЭ ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины». 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: electro@paton.kiev.ua

Рассмотрены некоторые важные особенности процессов бесконтактных первоначального и повторных возбуждений дуги переменного тока при дуговой и плазменной сварке, а также электронных вольтодобавочных устройств, генерирующих импульсы высокого и повышенного напряжения, инжектируемые в межэлектродный промежуток для реализации этих процессов. Показано, что наиболее рациональным путем совершенствования возбудителей и стабилизаторов дуги является создание вольтодобавочных устройств, называемых возбудителями-стабилизаторами и отличающихся возможностью функционировать в режиме как первоначального так и повторных возбуждений дуги, т.е. в режиме стабилизации процесса горения дуги переменного тока. Приведены выработанные на основе многочисленных исследований, опыта разработки и применения вольтодобавочных устройств оптимизированные требования к параметрам генерируемых этими устройствами импульсов. Рассмотрены некоторые особенности построения комбинированных возбудителей-стабилизаторов дуги. Библиогр. 32, табл. 2.

Ключевые слова: дуговая и плазменная сварка, переменный ток, устойчивость дуги, тлеющий и дуговой разряды, напряжение зажигания, электронные возбудители – стабилизаторы дуги, энергия, амплитуда и длительность импульсов

Введение. Такие преимущества сварки переменным током, как отсутствие магнитного дутья, возможность получения более мелкозернистой структуры металла шва и зоны термического влияния, простота, надежность и сравнительно низкая стоимость сварочных источников питания, обусловили широкое использование переменного тока при ручной дуговой сварке покрытыми электродами (ММА), в инертных газах (TIG) и других способах дуговой и плазменной сварки. Вместе с тем сварке переменным током присущи и определенные недостатки, основным из которых является низкая устойчивость процесса горения дуги. Особенно это характерно для синусоидальных сварочных токов промышленных частот, что связано с периодическими погасаниями дуги вследствие деионизации межэлектродного промежутка, возникающей при каждом изменении полярности тока дуги. Поэтому на протяжении многих десятилетий ведется поиск способов и средств повышения устойчивости сварочных дуг переменного тока [1–9].

Способы повышения устойчивости процессов горения сварочных дуг переменного тока можно условно разделить на металлургические и электрические.

Металлургические способы базируются либо на введении в дуговой промежуток через покрытие электрода, сварочную проволоку, защитную среду или иным образом элементов с низким потенциалом ионизации, либо на увеличении термоэлектронного тока за счет легирования стерж-

ня покрытого электрода или сварочной проволоки элементами с низкой работой выхода электронов [8, 10–13]. Однако в результате исследований и практикой установлено, что возможность повышения устойчивости процессов горения металлургическими способами ограничена довольно узкими областями режимов сварки.

По сравнению с металлургическими электрические способы повышения устойчивости дуг переменного тока более доступны, разнообразны и обеспечивают более широкие технологические возможности. В результате проведенных исследований [5, 6, 8–10, 14, 15] определено, что повышение устойчивости дуг переменного тока может быть достигнуто следующим образом:

- обеспечением высокой скорости изменения напряжения и тока дуги при смене полярности этого тока;
- повышением до 90...130 В значения напряжения холостого хода U_{xx} ;
- использованием при TIG- или плазменной сварке непрерывно горящей вспомогательной («дежурной») дуги;
- применением импульсных сварочных осцилляторов или генераторов высоковольтных импульсов, амплитудное значение выходного напряжения которых составляет от 3,0 до 10,0 кВ, или генераторов импульсов повышенного напряжения амплитудой 400...1000 В, подаваемых в межэлектродный промежуток в моменты, соответствующие началу формирования катода на изделии или при каждой смене полярности сварочного тока.



Среди электрических способов повышения устойчивости дуг переменного тока наименее затратным и материалоемким и, в силу этого, наиболее распространенным является применение импульсных вольтодобавочных устройств [5, 6, 8–10, 14–19]. Существует множество разработок и технических решений. Тем не менее задача создания универсальных устройств, функционирующих в режиме как первоначального возбуждения дуги, так и повторных возбуждений для стабилизации процесса горения дуги, продолжает оставаться актуальной.

Цель настоящей работы — рассмотрение и обобщение особенностей бесконтактных первоначального и повторных возбуждений сварочной дуги на основе использования литературных данных и собственного опыта автора, определение с учетом этих особенностей требований к параметрам высоковольтных импульсов и импульсов повышенного напряжения, которые должны генерироваться комбинированными возбудителями-стабилизаторами.

Основные особенности первоначального возбуждения дуги. Наиболее распространенным методом бесконтактного первоначального возбуждения сварочной дуги постоянного тока в межэлектродном промежутке является его ударная ионизация путем электрического пробоя этого промежутка высоковольтными импульсами.

Различают таунсендовский и стримерный механизмы пробоя [3, 6, 8, 15, 20]. В диапазоне свойственных дуговой и плазменной сварке значений произведения pd , где p — давление газа в межэлектродном промежутке, а d — длина этого промежутка, имеет место стримерный характер пробоя, при котором от анода к катоду прорастает тонкий плазменный канал — стример. Головка стримера имеет положительный заряд и при приближении к катоду во много раз усиливает напряженность поля вблизи этого электрода, что вызывает вторичную электронную эмиссию. Вследствие этого между электродами промежутка образуется «проводящий мостик», по которому электроны проводимости движутся от катода к аноду, и создаются предпосылки для возникновения и развития искрового разряда, представляющего собой самостоятельный неустановившийся разряд в газе, для которого характерны высокая температура электронов плазмы в канале разряда и высокая степень ионизации газа [6, 15, 20]. Образование искрового канала обеспечивает скачкообразное увеличение проводимости межэлектродного промежутка и, если подсоединенный к этому промежутку сварочный источник питания обладает достаточной мощностью, электрическая искра может превратиться в стационарный дуго-

вой разряд с присущими ему катодным и анодным пятнами.

Очевидно, что при построении устройств для первоначального возбуждения дуги при дуговой и плазменной сварке нужно исходить из минимально необходимых значений напряжения пробоя межэлектродных промежутков (напряжения возбуждения искрового разряда). Следует отметить, что строгой теории искрового разряда, объясняющей всю совокупность известных фактов, пока не существует [6, 8, 15, 20, 21]. В некоторых важных случаях для описания преимущественно начальной стадии искрового разряда могут быть использованы приближенные теории [6, 15], одна из которых базируется на гипотезе Теплера о том, что проводимость канала пропорциональна прошедшему через промежуток заряду, а вторая — на гипотезе Вайцеля и Ромпе, согласно которой вся выделяемая в канале энергия затрачивается на увеличение внутренней энергии плазмы и пропорциональной ей проводимости канала.

Аналитический расчет значения напряжения пробоя сильно затруднен, так как в каждом конкретном случае требует экспериментального определения значений нескольких специфических коэффициентов. Для частных случаев при TIG- или плазменной сварке довольно удачной попыткой аналитического определения напряжения пробоя в межэлектродных промежутках являются результаты работы [15], однако приведенные в ней выражения мало пригодны для инженерных расчетов. На практике при определении необходимых значений напряжения пробоя исходят из данных экспериментальных работ, среди которых можно выделить работу [21]. В ней Г.И. Лесков и В.П. Лугин пришли к выводам о том, что при прочих равных условиях материал сварочных электродов, состав их покрытия и обычные для сварки скорости истечения газов не влияют на значения напряжения пробоя. Этими же исследователями не обнаружено и сколько-либо заметного влияния частоты следования (в диапазоне от 100 до 3000 Гц) и формы подаваемых в межэлектродный промежуток высоковольтных импульсов. Установлено, что основными факторами, определяющими значение напряжения пробоя, являются состав газа в межэлектродном промежутке, его длина и степень неоднородности электрического поля в приэлектродных областях. При этом главной молекулярно-кинетической характеристикой газа, от которой зависит напряжение пробоя, является сечение рассеяния электронов на атомах или молекулах газа.

На основе результатов работ [21, 22] и собственных экспериментов автора получены приведенные в табл. 1 эмпирические выражения для определения приближенных усредненных значе-

Таблица 1. Приближенные значения напряжения пробоя $U_{пр}$ в зависимости от состава газа

Состав газа	Напряжение пробоя $U_{пр}$	Длина промежутка между сварочными электродами d , мм
Аргон	2400+150d	0,5...8,0
Гелий	3250+390d	0,5...8,0
Азот	2940+920d	0,5...5,5
	520+1360d	> 5,5
Двуокись углерода	3200+1200d	0,5...4,0
	2400+1400d	> 4,0
Воздух	3050+1100d	0,5...4,5
	1835+1370d	> 4,5

ний минимально необходимого напряжения пробоя $U_{пр}$ в некоторых газовых средах для технологически обоснованных промежутков между сварочными электродами и типовых длительно-стях высоковольтных импульсов.

При воздействии на межэлектродный промежуток импульсного напряжения пробоя имеет место запаздывание возникновения разряда [6, 15, 20], которое, главным образом, зависит от концентрации частиц газа в объеме промежутка и от превышения приложенного импульсного напряжения над напряжением пробоя в статическом поле. Это предопределяет при фиксированной вероятности пробоя наличие зависимости (вольт-секундной характеристики) напряжения пробоя от длительности импульса напряжения, приложенного к межэлектродному промежутку. При вероятности пробоя 50 % для условий, существующих при дуговой и плазменной сварке, вольт-секундная характеристика может быть представлена как [6, 15]:

$$U_{пр} = \left(1 + \sqrt[3]{\frac{a}{t_{и} pd}}\right) U_{пр.ст},$$

где a — константа, зависящая от рода газа в межэлектродном промежутке; $t_{и}$ — длительность импульса напряжения, приложенного к межэлектродному промежутку; $U_{пр.ст}$ — напряжение пробоя в однородном статическом поле. В реальных сварочных установках $t_{и}$ обычно не превышает нескольких микросекунд, а значение $U_{пр.ст}$ может быть определено по данным Купера или Ритца [20, 22].

Если энергия $W_{и}$ импульса напряжения, приложенного к межэлектродному промежутку, достаточна, то непосредственно после пробоя промежутка в нем происходит искровой разряд, что, как установлено Б.Я. Темкиным [6, 15], сопровождается в его начальной стадии существенным возрастанием проводимости межэлектродного промежутка, а в завершающей стадии — ее падением. В зависимости от условий в межэлектродном промежутке и характеристик подсоединенного к нему сварочного источника питания по заверше-

нии искрового разряда возможно полное его затухание или же возникновение тлеющего или дугового разряда. Исследования показали, что дуга в межэлектродном промежутке возникает только в том случае, когда сопротивление R_k токопроводящего канала, образованного искровым разрядом, меньше некоторого порогового значения $R_{пор}$, зависящего от скорости ввода в канал мощности от сварочного источника питания, напряжения на промежутке $u(t)$ и других факторов.

Рекомендуемые для различных газовых сред и технологически обоснованных межэлектродных промежутков значения энергии импульса $W_{и}$ (Дж), обеспечивающие возбуждение дуги искровым разрядом, полученные нами экспериментально и подтвержденные опытом применения электронных вольтодобавочных устройств, составляют: аргон — (0,01...0,15) Дж, гелий — (0,10...0,25) Дж, азот — (0,15...0,40) Дж, двуокись углерода — (0,30...0,50) Дж, воздух — (0,30...0,50) Дж.

Теория возбуждения дуги переменного тока разработана слабо. Однако, поскольку для дуговой и плазменной сварки используется переменный ток преимущественно промышленной и близких к ней частот (от 50 до 200 Гц), имеются все основания полагать, что условие $R_k < R_{пор}$ справедливо и в случае переменного тока. Так как возбуждение дугового разряда во многом зависит от приложенного к межэлектродному промежутку напряжения, то возбуждающий дугу импульс должен начинать инжектироваться в межэлектродный промежуток вблизи амплитуды U_{xx} источника питания дуги. Многочисленными исследованиями установлено, что при синусоидальной форме тока дуги фаза начала генерации возбуждающего дугу импульса должна составлять 75...80 электр. град. относительно момента, соответствующего нулевому значению U_{xx} источника питания дуги, при этом должно выполняться условие достаточно высокой скорости нарастания тока дугового разряда. Кроме того, для осуществления первоначального возбуждения дуги важное значение имеют условия эмиссии из электродов, которые для дуги переменного тока могут быть весьма различны в зависимости от материала электрода и от того, является ли электрод в момент возбуждения дуги анодом или катодом. Особенно это характерно для TIG-сварки алюминия и его сплавов, при которой возбуждение дуги практически всегда происходит в интервалы времени, когда катодом является свариваемое изделие.

Некоторые особенности повторных возбуждений дуги переменного тока. В результате многолетних обширных теоретических и экспериментальных исследований, обобщенных, например, в [5, 6, 8–10, 23, 24, 26], накоплен значительный



опыт, позволяющий объяснить ряд явлений и особенностей дуги переменного тока, а также сформулировать основные условия устойчивости дугового разряда.

Наличие пауз в существовании дугового разряда в межэлектродном промежутке вблизи перехода тока через нулевое значение является характерной особенностью сварочной дуги переменного тока. В конце каждого полупериода тока перед угасанием дугового разряда и после него температура газа в дуге существенно уменьшается, а степень его ионизации, и, следовательно, проводимость межэлектродного промежутка значительно снижаются, при этом снижается и температура анодного и катодного пятен [6, 8, 25]. Вследствие этого после погасания дуги в конце предыдущего полупериода ее повторное возбуждение в начале следующего полупериода может произойти при напряжении (пике) зажигания U_3 , значение которого превышает значение напряжения горения дуги U_d . Аналитическое определение значения U_3 до сих пор не представляется возможным. Экспериментально установлено, что значение U_3 определяется, в основном, электрофизическими свойствами электродов и условиями в межэлектродном промежутке, причем характеристики процессов в этом промежутке, а, следовательно, значения U_3 различны в зависимости от типа электрода. Также установлено, что в полупериоды, когда анодом является сварочный электрод, значение U_3 в большинстве случаев превышает значение этого напряжения для полупериодов, в течение которых электрод является катодом. Основной фактор, определяющий значение U_3 — время существования в межэлектродном промежутке остаточной плазмы (время деионизации плазмы дуги) $t_{\text{днц}}$ после погасания дугового разряда вблизи перехода тока через ноль. Экспериментально доказано, что чем ниже потенциал ионизации межэлектродного газа и чем выше di_d/dt , тем продолжительней $t_{\text{днц}}$ и, соответственно, ниже значение U_3 . Такой же эффект достигается в случае введения в состав электродов элементов с низкой работой выхода. По данным Г.И. Лескова [10], при длительностях перерывов в горении дуги, не превышающих $2 \cdot 10^{-2}$ с, для электродов типа УОНИ-13/45 значение U_3 составляет 120...165 В, для содержащих в своем покрытии легко ионизирующиеся элементы (калий и натрий) электродов типа ОММ-5 и ЦМ-7 $U_3 = 40 \dots 80$ В, а для электродов без покрытия при длительностях перерывов в горении дуги, не превышающих $1 \cdot 10^{-2}$ с, $U_3 > 200 \dots 250$ В.

Особенности процессов, происходящих в межэлектродном промежутке вблизи перехода тока через нулевое значение при сварке неплавящимся электродом, наиболее проявляются при TIG-свар-

ке изделий из алюминия и его сплавов. Для этого случая характерны высокие значения U_3 при переходе с прямой полярности, при которой катодом является неплавящийся (вольфрамовый) электрод, на обратную, при которой катод — изделие из алюминия или его сплава, и низкие значения U_3 при переходе с обратной полярности на прямую. Качественно этот феномен можно объяснить тем, что при переходе с обратной полярности на прямую температура разогретого в предыдущем полупериоде неплавящегося электрода в силу его низкой температуропроводности не успевает сколько-либо ощутимо измениться и поэтому ток дуги возникает даже при очень малых значениях напряжения на межэлектродном промежутке. При переходе с прямой полярности на обратную процессы в межэлектродном промежутке носят иной характер. Ввиду того, что наружная поверхность изделия из алюминия и его сплавов практически всегда покрыта окисной пленкой Al_2O_3 , работа выхода из алюминия резко понижается и уже при напряжении на межэлектродном промежутке 60...80 В в нем возникает диффузионный тлеющий разряд, который с дальнейшим восстановлением напряжения на межэлектродном промежутке и возрастанием тока через него переходит в субнормальную стадию, а затем в нормальную, причем в нормальной стадии тлеющего разряда возрастание тока происходит при неизменном напряжении. Эта же стадия сопровождается процессом катодного распыления, вследствие чего осуществляются локальное разрушение окисной пленки и очистка от нее сварочной ванны. Последующее нарастание тока через межэлектродный промежуток вызывает переход тлеющего разряда в его аномальную стадию, которой свойственны быстрое нарастание напряжения на межэлектродном промежутке, достигающее при токе 1 А значения 220...240 В, а затем, при дальнейшем возрастании тока, переход в дуговой разряд с характерным для него низким напряжением горения, на 10...12 В большим по сравнению со значениями напряжения горения дуги в полупериоды прямой полярности [6, 15, 20].

Рассмотрение особенностей процессов, происходящих в межэлектродном промежутке вблизи перехода тока через ноль при TIG-сварке, показывает, что значение U_3 при смене полярности с прямой на обратную определяется пиком напряжения на межэлектродном промежутке в аномальной стадии тлеющего разряда, предшествующего дуговому. С учетом этого в случае использования в качестве защитного газа аргона при TIG-сварке изделий из алюминия и его сплавов $U_3 = 240 \dots 250$ В, а случае использования других газов в соответствии с данны-

Таблица 2. Значения энергии импульсов $W_{и.ст}$, обеспечивающие повторные возбуждения дуги

Материал свариваемого изделия	Способ сварки	Состав газа или тип покрытия	Энергия импульса $W_{и.ст}$ Дж
Низкоуглеродистые и легированные стали	TIG	Аргон	0,05...0,35
		Гелий	0,20...0,40
	MMA	Фтористо-кальциевое покрытие	0,40...0,90
		Органическое покрытие без железного порошка	0,20...0,35
	MAG	Двуокись углерода	0,60...1,20
Медь и медесодержащие сплавы	TIG	Аргон	0,35...0,70
Цветные металлы и сплавы (кроме Cu и Al)		Азот	0,5...1,00
		Аргон	0,25...0,50
		Гелий	0,35...0,65
Алюминий и его сплавы		Аргон	0,45...0,90
		Гелий	0,50...1,00

ми, приведенными, например, в [8, 20], значение U_3 может составлять 300...350 В.

Поскольку U_{xx} источника переменного тока согласно требованиям безопасности при дуговой сварке не должно превышать 80 В эффективно-го значения (113 В амплитудного значения), то на практике надежные повторные возбуждения дуги можно обеспечить лишь при наличии в покрытии или в материале электрода легко ионизирующихся элементов. Во всех остальных случаях стабильное горение дуги без принятия специальных мер невозможно.

Наиболее универсальным и эффективным методом обеспечения устойчивости дуг переменного тока является кратковременное (импульсное) повышение напряжения на межэлектродном промежутке при каждой смене полярности протекающего через этот промежуток тока с помощью специальных устройств, получивших название стабилизаторы горения дуги и представляющих собой генераторы импульсов повышенного напряжения, амплитуда которых равна или превышает значение U_3 [1, 3, 5, 6, 8, 10, 15–19, 27]. Экспериментально установлено, что длительность таких импульсов в зависимости от свойств сварочного источника питания и условий в межэлектродном промежутке должна составлять $(0,05...0,10) \times 10^{-3}$ с, а в отдельных случаях, например, при сварке плавящимся электродом в среде CO_2 , $(0,20...1,00) \times 10^{-3}$ с. Энергия $W_{и.ст}$ этих импульсов должна во всех случаях обеспечивать переход от аномального тлеющего разряда в дуговой. В табл. 2 приведены полученные нами и другими исследователями экспериментально [5, 6, 8, 10] значения энергии $W_{и.ст}$ генерируемых стабилизаторами горения дуги импульсов, рекомендуемые для различных защитных сред и технологически обоснованных межэлектродных промежутков при сварке некоторых металлов и сплавов.

Особенности построения и пути совершенствования комбинированных возбуждителей-стабилизаторов. Структуры построения специ-

ализированных возбуждителей и стабилизаторов горения дуги сходны между собой, но эти устройства отличаются друг от друга как амплитудными параметрами выходных импульсов, так и алгоритмами и режимами работы их узлов управления.

Опыт применения возбуждителей дуги убеждает, что принципиально эти устройства способны обеспечить эффективную стабилизацию процесса горения подавляющего большинства сварочных дуг переменного тока [4, 8, 16, 17, 27], однако при этом возникает необходимость значительного усиления изоляции сварочного инструмента (например, электрододержателей для MMA) и проводов сварочной цепи. Еще более серьезные конструктивные затруднения появляются в случаях использования возбуждителей дуги для стабилизации процесса ее горения при сварке переменным током способом MIG/MAG. Помимо этого, как показано выше, для стабилизации процесса горения дуги необходимая энергия инжектируемых в межэлектродный промежуток импульсов превышает энергию, необходимую для обеспечения первоначального возбуждения дуги. В силу этого при использовании возбуждителей дуги для стабилизации процесса ее горения необходимо завышать уровень энергии, запасаемой в емкостных накопителях генератора импульсов повышенного напряжения (ГИН) возбуждителей дуги, что вызывает необходимость увеличения массогабаритных показателей этих устройств и их стоимости. Кроме того, при использовании для стабилизации процесса горения дуги переменного тока возбуждителей дуги схема управления последних требует некоторых усложнений ввиду различий в моментах начала генерации выходных импульсов возбуждителей и стабилизаторов. Например, экспериментально установлено, что при синусоидальной форме сварочного тока вырабатываемый возбуждителем дуги и инжектируемый в межэлектродный промежуток импульс должен начинать генерироваться в моменты, соответствующие фазе 75...80 электр.



град. относительно момента нулевой фазы напряжения холостого хода источника питания дуги, в то время, как стабилизирующие горение дуги импульсы целесообразно инжектировать в моменты, соответствующие фазе 68...72 электр. град. [4, 6, 8, 10, 15, 27]. Необходимо отметить и то, что использование возбудителей дуги для стабилизации процесса ее горения при TIG может вызывать ускоренную эрозию неплавящегося электрода, обуславливая этим возрастание вероятности образования в процессе сварки дефектов сварного соединения.

Для осуществления повторных возбуждений дуги специализированные стабилизаторы ее горения должны обеспечивать при каждой смене полярности напряжения на межэлектродном промежутке переход из тлеющего разряда в дуговой через аномальную стадию тлеющего разряда. Для этого инжектируемые в межэлектродный промежуток импульсы стабилизатора должны иметь соответствующие особенностям повторных возбуждений дуги достаточную энергию и длительность, а также амплитуду $U_{с.и.м}$, удовлетворяющую условию $U_{с.и.м} \geq K_c U_3$, где $K_c = 1,10...1,25$. Как правило, $U_{с.и.м} = 400...600$ В, в отдельных специализированных моделях стабилизаторов горения дуги $U_{с.и.м} = 700...950$ В. Необходимым условием для обеспечения повторных возбуждений сварочной дуги является правильность выбора момента начала инжекции стабилизирующего импульса в межэлектродный промежуток. Например, при преждевременной инжекции этого импульса его энергия будет рассеяна еще до того, как возникнет тлеющий разряд, вследствие чего переход напряжения на межэлектродном промежутке через пик зажигания станет практически невыполним. Анализ имеющихся в литературе данных свидетельствует о том, что в вопросе выбора момента начала инжекции стабилизирующего импульса единое мнение у исследователей отсутствует. По утверждению авторов работы [1] наиболее целесообразными моментами начала инжекции стабилизирующих импульсов являются моменты, когда после перехода сварочного тока через ноль напряжение на межэлектродном промежутке достигает значений 15...20 В, а по мнению автора работы [28] — значения 20...50 В. Исследования, результаты которых приведены в работе [6], показали, что стабилизирующий импульс должен быть инжектирован не ранее, чем когда тлеющий разряд в межэлектродном промежутке уже сформирован, т.е. с некоторой задержкой относительно момента смены полярности на межэлектродном промежутке. Длительность этой задержки определяется временем развития тлеющего разряда, зависит от тока и скорости его изменения вблизи нулевых значений

и от скорости восстановления напряжения на межэлектродном промежутке и составляет от нескольких микросекунд до 200×10^{-6} с.

Обычно в стабилизаторах дуги с помощью их схем управления достигается задержка длительностью $(60...100) \times 10^{-6}$ с, что с учетом времени включения коммутирующего ключа ГИН стабилизатора обеспечивает необходимое запаздывание начала инжекции стабилизирующего импульса в межэлектродный промежуток [4, 6, 10, 15]. Частота следования инжектируемых в межэлектродный промежуток стабилизирующих импульсов может быть равна частоте напряжения питающей сети или удвоенному ее значению, что характерно для большинства стабилизаторов горения дуги при MMA и TIG [4, 6, 8, 10].

Одна из отличительных особенностей существующих специализированных стабилизаторов горения дуги заключается в том, что выход их силовой части, как правило, подключен непосредственно к межэлектродному промежутку, т.е. параллельно выходу сварочного источника питания. Силовая часть такого стабилизатора включает в себя зарядное устройство (ЗУ), накопитель энергии (преимущественно емкостной), токоограничивающий резистивный или индуктивный элемент и разрядный ключ (преимущественно тиристорный), при этом емкостной накопитель может быть подсоединен к ЗУ параллельно или последовательно с ним [4, 6, 8]. Подобное подключение выхода силовой части стабилизатора хотя и является наиболее простым и дешевым, однако обладает и существенными недостатками. В зависимости от того, какой преобладающий характер — резистивный или индуктивный — имеет токоограничивающий элемент, разряд емкостного накопителя стабилизатора может быть апериодическим или колебательным соответственно. Электромагнитные процессы, происходящие в контуре разряда емкостного накопителя стабилизатора, хорошо изучены и проанализированы в ряде работ с помощью линейных дифференциальных уравнений второго порядка с ненулевыми начальными условиями [5, 8, 29–31]. При этом приняты допущения о полном разряде (в каждом его цикле) предварительно заряженного емкостного накопителя ГИН стабилизатора и о неизменности проводимости межэлектродного промежутка в течение всей длительности разряда. Из анализа решений известных уравнений следует, что, во-первых, добротность разрядного контура и ток $i(t)$ в этом контуре пропорциональны проводимости межэлектродного промежутка, а, во-вторых, для обеспечения необходимых значений длительности стабилизирующего импульса и амплитуды $i(t)$, составляющей 60...100 А при напряжении заряда



емкостного накопителя $U_{c0} = 400 \dots 600$ В, требуемая емкость конденсаторов емкостного накопителя стабилизатора должна быть не меньше, чем несколько десятков микрофард. Подключение выхода стабилизатора параллельно межэлектродному промежутку требует наличия входного или выходного трансформатора для гальванической развязки с цепями питающей сети [5, 8]. Кроме того, при параллельном включении стабилизатора существенно снижается его эффективность из-за шунтирующего действия выходного импеданса сварочного источника питания или потерь в защитном фильтре верхних частот (ВЧ-фильтре), предохраняющем компоненты выходных цепей сварочного источника питания от воздействия вырабатываемых стабилизатором импульсов повышенного напряжения. Обычно ВЧ-фильтр представляет собой Г-образное индуктивно-емкостное звено, состоящее из подключенного последовательно с дугой высокочастотного дросселя с обмоткой, рассчитанной на протекание через нее полного тока дуги, и частотного конденсатора, подсоединяемого параллельно выходу сварочного источника питания [6]. Существенным недостатком стабилизаторов параллельного включения с непосредственным подключением к межэлектродному промежутку является принципиальное исключение возможности их использования для осуществления безконтактного первоначального возбуждения сварочной дуги.

Более эффективны возбудители и стабилизаторы дуги последовательного включения, обеспечивающие выделение в межэлектродном промежутке почти всей энергии, накопленной в формирующих контурах их ГИН (пренебрежительно малая часть этой энергии рассеивается в защитном конденсаторе, шунтирующем выход сварочного источника питания, и на проводах сварочной цепи). При последовательном включении импульсных вольтодобавочных устройств в цепь сварочной или вспомогательной дуги отпадает необходимость в ВЧ-фильтре, а для предотвращения от воздействия на сварочный или дополнительный источники питания импульсов высокого или повышенного напряжения достаточно использования защитного конденсатора [6, 15–17]. Важным достоинством импульсных вольтодобавочных устройств последовательного включения является их предпочтительность с точки зрения электромагнитной совместимости [16, 32].

Таким образом, из рассмотрения и анализа отмеченных особенностей первоначального и повторных возбуждений и специализированных вольтодобавочных устройств для реализации этих процессов вытекает, что создание комбинированных возбудителей-стабилизаторов возмож-

но при условии последовательного включения этих устройств в цепь дуги и совершенствования схемотехнических и конструктивных решений функциональных узлов их силовой части, особенно ГИН, а также алгоритмов работы их схем управления.

Выводы

1. Для более полного объяснения всей совокупности процессов, связанных с первоначальным и повторными возбуждениями сварочной дуги, в том числе дуги переменного тока, требуются дальнейшие теоретические и экспериментальные исследования, особенно в направлении изучения приэлектродных явлений.

2. В результате рассмотрения и обобщения особенностей бесконтактных первоначального и повторных возбуждений сварочной дуги, выполненных на основе использования известных литературных данных, теоретических и экспериментальных работ разных авторов и нашего опыта разработки и применения средств реализации этих процессов, определены требования к параметрам высоковольтных импульсов и импульсов повышенного напряжения, которые должны генерироваться комбинированными возбудителями-стабилизаторами, а также к моментам начала инъекции этих импульсов в межэлектродный промежуток.

3. В режиме первоначального возбуждения (зажигания) дуги в зависимости от условий в межэлектродном промежутке (его длины, рода и давления газа, формы и чистоты обработки рабочего торца сварочного электрода и свариваемого изделия) основные параметры генерируемых возбудителями-стабилизаторами выходных высоковольтных импульсов должны иметь следующие значения: энергия импульса — от 0,01 до 0,50 Дж, амплитуда — от 3,0 до 10,0 кВ, длительность (на уровне 0,05 амплитудного значения) — от 3 до 20 мкс.

В режиме стабилизации дуги переменного тока (при повторных ее возбуждениях) в зависимости от степени деионизации и связанного с ней снижения проводимости межэлектродного промежутка при каждой смене полярности тока дуги значения основных параметров вырабатываемых возбудителями-стабилизаторами импульсов повышенного напряжения должны составлять: энергия импульса — от 0,2 до 1,0 Дж, амплитуда — от 400 до 950 В, длительность (на уровне 0,05 амплитудного значения) — от 50 до 100 мкс, а в отдельных случаях (например, при сварке плавящимся электродом в CO_2) — 0,2 до 1,0 мс.

4. Создание комбинированных возбудителей-стабилизаторов возможно при условии, что их построение предусматривает последовательное

включение выходных цепей этих устройств в цепь сварочной или вспомогательной дуги.

Автор выражает свою признательность инженерам А.Г. Скирте и В.Ю. Буряку за ценную помощь при подготовке данной работы.

1. Патон Б.Е., Завадский В.А. Импульсное зажигание дуги при газозлектрической и ручной дуговой сварке // Автомат. сварка. – 1956. – № 3. – С. 26–35.
2. Лаужадис А.И. Влияние частоты тока на стабильность дуги и процесса ручной дуговой сварки // Там же. – 1967. – № 9. – С. 29–32.
3. Лесков Г.И., Лугин В.П. Переменному току – дорогу в сварку. – Тула: Приок. книж. изд-во, 1969. – 59 с.
4. Троицкий В.А. Способ плавного регулирования источников питания, содержащих продольно-емкостную компенсацию // Автомат. сварка. – 1981. – № 5. – С. 8–12.
5. Дыменко В.В. Повышение стабильности процесса и расширение технологических возможностей сварки переменным током плавящимся электродом. – Дис. ... канд. техн. наук. – Киев, 1985. – 277 с.
6. Оборудование для дуговой сварки: Справ. пособие / Под ред. В.В. Смирнова. – Л.: Энергоатомиздат, 1986. – 656 с.
7. Пентегов И.В., Дыменко В.В., Рымар С.В. Выбор напряжения холостого хода в источниках для ручной дуговой сварки переменным током // Автомат. сварка. – 1995. – № 5. – С. 35–40.
8. Сварочные источники питания с импульсной стабилизацией горения дуги. / Б.Е. Патон, И.И. Заруба, В.В. Дыменко, А.Ф. Шатан. – Киев: Екотехнологія, 2007. – 218 с.
9. Коротинский О.С. Високоєфективні джерела живлення для дугового зварювання на основі індуктивно-ємнісних перетворювачів. Дис. ... докт. техн. наук. – Киев, 2007. – 392 с.
10. Лесков Г.И. Электрическая сварочная дуга. – М.: Машиностроение, 1970. – 335 с.
11. Морозкин И.С. Управление зажиганием сварочной дуги при механизированных видах наплавки. – Ростов-на-Дону: Рост. гос. ун-т путей сообщения, 2003. – 174 с.
12. Arc initiation in gas metal arc welding / D. Farson, C. Courardy, J. Talkington et al. // Ibid. – 1998. – № 8. – P. 315–321.
13. Weinshehk H.E., Schellhase M. Wiederschlagungscharakteristiken von Schweißlichtbogen mit abschmelzen der Elektrode. – ZIS-Mitt., 1971. – 13, № 12. – P. 1706–1720.
14. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б.Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.
15. Темкин Б.Я. Теория и расчет возбудителей сварочной дуги. Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Л., 1981. – 16 с.
16. Дудко Д.А., Федотенков В.Г., Махлин Н.М. Тиристорные генераторы импульсов типа УПД-1 // Автомат. сварка. – 1980. – № 6. – С. 61–63.
17. Махлин Н.М., Коротинский А.Е. Анализ и методика расчета электронных устройств последовательного включения для бесконтактного возбуждения дуги // Автомат. сварка. – 2014. – № 1. – С. 34–44.
18. Махлин Н.М., Коротинский А.Е. Асинхронные возбудители и стабилизаторы дуги: анализ и методика расчета. Часть 1 // Там же. – 2015. – № 3–4. – С. 25–36.
19. Махлин Н.М., Коротинский А.Е. Асинхронные возбудители и стабилизаторы дуги: анализ и методика расчета. Часть 2 // Там же. – 2015. – № 7. – С. 28–40.
20. Райзер Ю.П. Физика газового разряда. – М.: Наука, 1987. – 632 с.
21. Лесков Г.И., Лугин В.П. Исследование электрического пробоя промежутков между сварочными электродами // Свароч. пр-во. – 1971. – № 2. – С. 10–11.
22. Мик Дж., Крэгс Дж. Электрический пробой в газах. Пер. с англ. – М.: Изд-во иностр. лит., 1960. – 606 с.
23. Патон Б.Е., Лебедев В.К. Электрооборудование для дуговой и шлаковой сварки. – М.: Машиностроение, 1966. – 359 с.
24. Новиков О.Я. Устойчивость электрической дуги. – Л.: Энергия, 1978. – 160 с.
25. Кирдо И.В. О механизме повторного зажигания сварочной дуги тока // Автомат. сварка. – 1956. – № 6. – С. 39–54.
26. Походня И.К. Плавление электрода и взаимодействие металла с газами при дуговой сварке. – Дис. ... докт. техн. наук. – К., 1967. – 434 с.
27. Применение переменного тока для сварки низкоуглеродистых и легированных сталей, алюминия и его сплавов / Э.И. Шмаков, Н.М. Махлин, В.Г. Федотенков и др. // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 1978. – № 4. – С. 20–22.
28. Пат. № 3328637 А1, США, МПК В23К 9/06. Alternating current arc power source / B.J. Aldenhoff. – Оpubл. 27.06.1967. – 6 с.
29. Теоретические основы электротехники. Справочник по теории электрических цепей. / Под ред. Ю.А. Бычкова, В.Н. Золотницкого, Э.П. Чернышова. – СПб.: Питер, 2008. – 349 с.
30. Андрианов А.А., Сидорец В.Н. Оптимизация режимов стабилизации сварочной дуги переменного тока // Электротехника і Електромеханіка. – 2009. – № 2. – С. 5–8.
31. Щерба А.А., Супруновская И.Н. Закономерности повышения скорости нарастания разрядных токов в нагрузке при ограничении их максимальных значений // Технічна електродинаміка. – 2012. – № 5. – С. 3–9.
32. Подавление радиопомех, создаваемых возбудителем дуги типа УПД-1 / Н.М. Махлин, В.Г. Федотенков, Д.М. Лившиц и др. // Автомат. сварка. – 1979. – № 12. – С. 55–57.

Поступила в редакцию 13.05.2015

ЗАКАЖИТЕ ИНФОРМАЦИОННЫЙ БЮЛЛЕТЕНЬ!

Уважаемые коллеги!

Приглашаем Вас подписаться на бесплатное получение информационного бюллетеня журнала «Автоматическая сварка».

Для подписки необходимо выслать по электронной почте письмо с темой «Информационный бюллетень/АС» на адрес редакции журнала: journal@paton.kiev.ua.



СОВРЕМЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ КОММУТАЦИОННОЙ И СВАРОЧНОЙ ТЕХНИКИ.

Сообщение 1.

ПОРОШКОВЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Е.В. ХОМЕНКО, Н.И. ГРЕЧАНЮК, В.Г. ЗАТОВСКИЙ

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины.
03142, Киев-142, ул. Кржижановского, 3. E-mail: homhelen@mail.ru

В статье представлены современные разработки в области порошковых композиционных материалов типа псевдосплавов на основе Cu (Ag) и тугоплавких металлов W (Mo, Cr), используемых в качестве электроконтактных материалов и сварочных электродов. Кратко описаны основные требования, предъявляемые к материалам дугогасительных контактов и электродов для контактной сварки. Приведены основные сведения от мировых производителей относительно составов и регламентируемых характеристик данного типа материалов и перечислены основные технологические схемы их изготовления. Указаны определенные технологические трудности получения нанодисперсных композитов, тормозящие их производство в промышленных масштабах. Отмечено, что применение метода механического легирования в процессе высокоэнергетического размола порошков позволяет получать медь, дисперсно-упрочненную тугоплавкими оксидами и карбидами (Al_2O_3 , TiO_2 , Cr_2O_3 , SiO_2 , и др.) с температурой рекристаллизации, близкой к температуре плавления меди и более высоким, по сравнению с хромистыми и хромоциркониевыми бронзами, уровнем электропроводности, прочности и жаростойкости. Библиогр. 41, табл. 5, рис. 4.

Ключевые слова: порошковые композиционные материалы на основе меди, коммутационная и сварочная техника

В настоящее время трудно представить себе область техники, где не используют композиционные материалы (КМ). Широкая область применения обусловлена их высоким уровнем эксплуатационных свойств, значительно превышающих таковые для металлов и сплавов, а также сочетанием высокой прочности и жесткости, сопротивления усталостному разрушению с жаропрочностью и износостойкостью [1–3].

В коммутационной и сварочной технике наибольшее распространение получили порошковые КМ металломатричного типа на основе меди и серебра, упрочненные частицами тугоплавких металлов и химических соединений. Благодаря уникальным сочетаниям свойств металломатричные КМ используют в качестве контактов и электродов, работающих в условиях совместного воздействия высоких температур, механических напряжений, ударных нагрузок в различных газовых средах. Матрица обеспечивает высокий уровень тепло- и электропроводности, а тугоплавкая фаза – высокую твердость, эрозионную, механическую и термическую стойкость. Данные системы относятся к виду псевдосплавов, которые получают преимущественно методом порошковой металлургии. Под понятием псевдосплав принято понимать гетерогенную систему, представленную компонентами, которые не взаимодействуют или слабо вза-

имодействуют друг с другом в широком интервале температур, сохраняя, таким образом, в смеси свои индивидуальные свойства [4].

КМ на основе меди или серебра и тугоплавких металлов VIa группы (Cr, Mo, W) нашли применение в качестве дугогасительных контактов для коммутации больших (25 кА и выше) токов в сетях высокого (до 570 кВ) напряжения [5–8]. Дугогасительные контакты являются наиболее ответственными деталями коммутационных аппаратов, принимающими на себя основное воздействие электрической дуги замыкания и размыкания [9–11]. Для эффективной работы эти контакты должны иметь хорошую тепло- и электропроводность, высокие температуры плавления и кипения, большие значения работы выхода электронов и потенциала ионизации, значительную усталостную прочность и стойкость к окислению при высоких температурах; низкие значения контактного сопротивления, малую растворимость газов и др. свойства [4, 10]. Металлы с хорошими проводящими свойствами (Ag, Cu, Au, Pt и др.) характеризуются низкими температурами плавления и рекристаллизации, высокой склонностью к свариванию, малой прочностью и низкой термостойкостью, в связи с чем их применение весьма ограничено. Тугоплавкие металлы, такие, как W, Mo, Re, Ta, Cr и др., отличаясь высокими механическими характеристиками, имеют недостаточную тепло-



и электропроводность. Сплавление легкоплавких и тугоплавких металлов, как правило, сопряжено с технологическими трудностями, связанными с существенными различиями их физико-химических характеристик [12, 13]. К тому же при сплавлении имеет место частичное растворение элементов в жидкой и твердой фазах, что может приводить к потере их индивидуальных свойств [14]. Производство порошковых псевдосплавов является примером эффективного использования метода порошковой металлургии, позволяющего регулировать свойства материала достаточно экономными и относительно простыми средствами, за счет выбора исходного сырья и технологической схемы изготовления.

Технология получения этих материалов включает этапы смешения и прессования порошков, последующей термической обработки (спекания) и доуплотнения с целью достижения максимальной плотности, близкой к теоретической (рис. 1) [1–17].

Предварительно спрессованная механическая смесь порошков может подвергаться спеканию в твердом состоянии (ТФС) или в присутствии жидкой фазы (ЖФС). Преимущества ТФС заключаются в том, что состав композита не ограничен содержанием легкоплавкой фазы. Однако, как правило, за один цикл не удается достичь максимальной плотности и требуется деформационная или термодформационная обработка. Технология ЖФС позволяет ускорить процессы диффузии компонентов в материале и обеспечивает возможность максимального его уплотнения в процессе спекания. Атмосфера спекания зависит от назначения изделий, и, как правило, является восстановительной или дегазирующей средой (водород, вакуум). Для улучшения смачивания жидкой фазой поверхности тугоплавкой фазы в процессе ЖФС используют такие легирующие добавки, как Fe, Co, Ni, Ti, Zr и др. (до 1...3 % мас.) [4, 18, 19]. Эта технология ограничивает содержание жидкой фазы (не более 50 % по объему) для предотвращения потери формы изделия. Оптимальным технологическим приемом является пропитка расплавами Ag(Cu) или их сплавами тугоплавкого каркаса, сформированного с добавлением легкоплавкой компоненты или без нее (рис. 1, справа). Данный процесс не требует ограничения объема жидкой фазы и может обеспечить плотность, близкую к теоретической. Кроме того, избыток жидкой фазы при пропитке может быть использован как переходной проводящий слой на обратной поверхно-

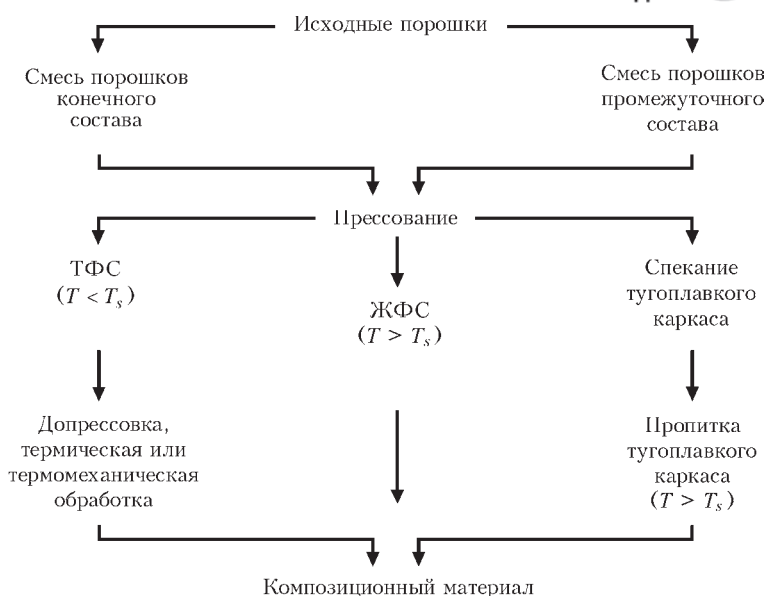


Рис. 1. Технологическая схема получения КМ Ag (Cu)–W (Mo, Cr) (T_s — температура плавления легкоплавкой фазы), ТФС и ЖФС — твердофазное и жидкофазное спекание, соответственно)

сти контактов для приваривания к токоведущим частям установки.

Применительно к КМ часто обнаруживаются корреляции между служебными характеристиками контактов и уменьшением размеров частиц тугоплавкой фазы до микронного и субмикронного размеров [20–22]. В связи с этим перспективной технологией получения КМ Ag(Cu)–W(Mo, Cr) является горячее динамическое прессование, при котором механическая смесь порошков конечного состава за одну операцию подвергается высокоскоростному прессованию и термической обработке в вакууме. В результате такой комплексной обработки обеспечивается дегазация порошков, сохраняется их высокая дисперсность, формируется высокоплотный материал с повышенной прочностью и твердостью и удовлетворительным уровнем электропроводности [23].

В производстве технические характеристики КМ, как правило, регламентируются по составу, плотности, удельному электросопротивлению и твердости (табл. 1–3). Выбор материала и технологической схемы получения определяется условиями эксплуатации контактов. Для всех материалов характерна общая тенденция роста характеристик твердости и эрозионной стойкости и снижения тепло- и электропроводности с увеличением содержания тугоплавкой фазы. Природа тугоплавкого наполнителя, схема получения КМ также оказывает влияние на характер изменения его свойств.

КМ Ag–WC характеризуются большей твердостью и меньшим удельным электросопротивлением по сравнению с КМ Ag–W в аналогичном концентрационном интервале содержания матрицы, при этом схема пропитки обеспечивает получение высокоплотного материала с большими



Таблица 1. Основные свойства КМ Ag–W, Ag–WC и Ag–Mo (материалы фирмы DODUCO [24])

Материал	Содержание серебра, мас. %	Плотность, г/см ³	Удельная электропроводность		Твердость HV10 (по Виккерсу)
			% IACS	МСм/м	
AgW 50/50 SIWODUR 50-1	48...52	13,0...13,4	45	26	120...140
AgW 40/60 SIWODUR 60-1	38...42	14,0...14,4	41	24	140...160
AgW30/70 SIWODUR 70-1	28...32	15,0...15,4	34	20	160...190
AgW20/80 SIWODUR 80-1	18...22	15,8...16,3	31	18	180...230
AgWC60/40 SIWODUR C 40-1	58...62	11,6...11,9	41	24	130...160
AgWC50/50 SIWODUR C 50-1	48...52	12,0...12,4	38	22	140...170
AgWC40/60 SIWODUR C 60-1	38...42	12,4...12,8	36	21	150...180
AgWC84/16C2 SIWODUR C16/C2-2	80...84	9,8	60	35	55
AgWC 73/27C3 SIWODUR C16/C3-2	68...72	9,6	36	21	50
AgMo 50/50 SILMODUR 50-1	48...52	9,9...10,2	34	20	120...140
AgMo 40/60 SILMODUR 60-1	38...42	9,9...10,2	31	18	130...170
AgMo 30/70 SILMODUR 70-1	28...32	10,0...10,4	29	17	140...180

Примечание. В окончании названия марки КМ обозначен метод изготовления: 1 — пропитка; 2 — ТФС с последующей допрессовкой.

Таблица 2. Основные свойства КМ W–Cu (материалы фирмы «Plansee Group» [25])

Материал	Состав, мас. % *		Плотность, г/см ³	Электропроводность, МСм/м	Твердость по Виккерсу HV30	Прочность на сжатие, МПа	Стойкость к оплавлению	Размер зерна W, мкм
	W	Cu						
A15Ni	85	15	15,7	17	205	250	Отлично	до 50
A20Ni	80	20	15,2	18	200	200	Очень хорошо	до 50
A20NiF	80	20	15,2	18,5	190	240	->-	20...25
FG20	80	20	15,2	18,5	220	350	Отлично	4...8
A25NiF	75	25	14,5	21	190	160	Хорошо	20...25
A30Ni	70	30	14,0	23	135	60	->-	до 50

* Все составы КМ дополнительно легируются Ni (менее 1 мас. %).

Таблица 3. Основные свойства КМ Cr–Cu и качественная оценка служебных характеристик дугогасительных контактов из них (материалы фирмы «Plansee Group» [26])

Характеристика	Материал			
	CC-98	CC-75	CC-70	CC-57
Cr (мас. %)	2	25	30	43
Cu (мас. %)	98	75	70	57
O (мас. %)	0,150	0,650	0,675	0,700
H (мас. %)	0,005	0,005	0,005	0,010
N (мас. %)	0,015	0,100	0,105	0,110
Плотность (г/см ³)	8,70	8,05	7,90	7,60
Твердость HV30	110 (HB 2,5)	70	75	85
Электропроводность	Отлично	Отлично	Очень хорошо	Хорошо
Стойкость к оплавлению	о	Очень хорошо	Отлично	Отлично
Способность к прерыванию тока	о	Отлично	->-	->-
Ток прерывания	о	Хорошо	Очень хорошо	->-
Износостойкость	о	->-	->-	->-
Устойчивость к свариванию	о	Очень хорошо	->-	->-

Примечание. о – CC-98 применяется в качестве подложки для контакта с токоведущими частями вакуумной камеры.

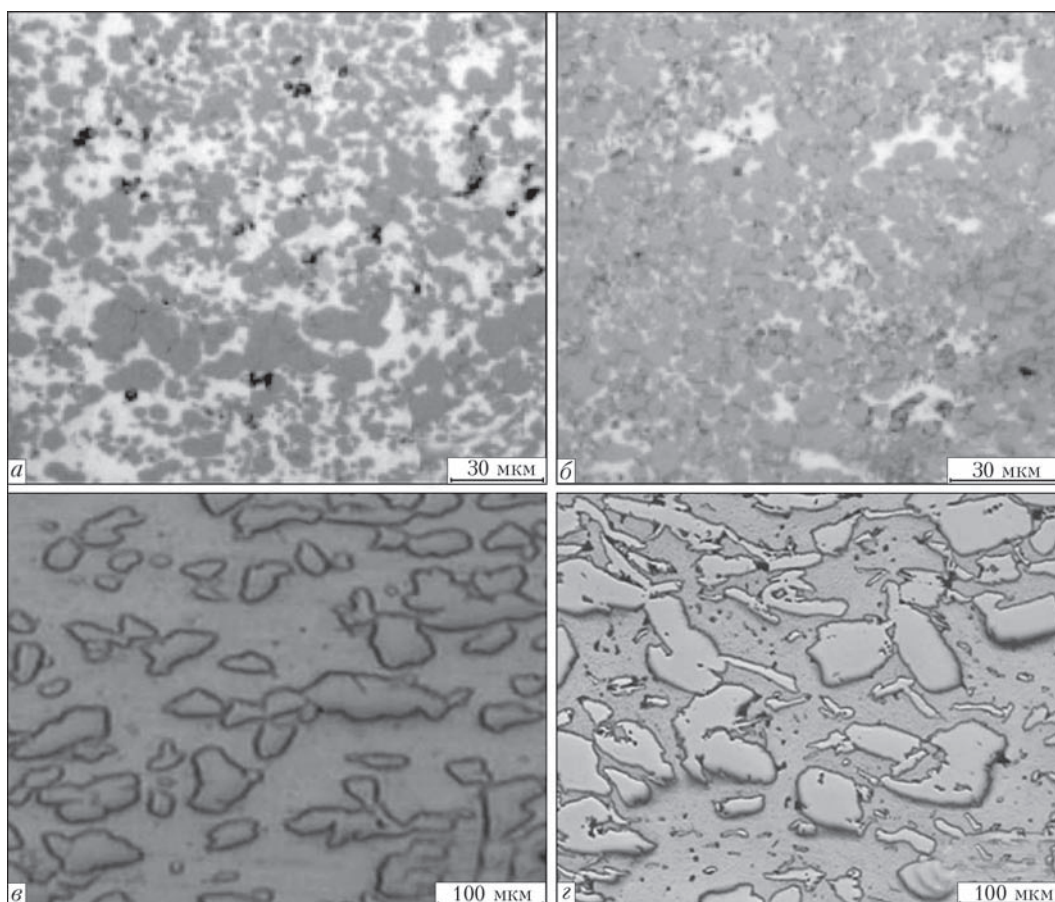


Рис. 2. Типичная микроструктура КМ SIWODUR75 1 (Ag/W 25/75) (а), SILMODUR65 (Ag/Mo 35/65) (б), CC-75 (Cu/Cr 75/25) (в) и CC 57 HMA (Cu/Cr 57/43) (г) (материалы фирмы DODUCO [24, 26])

значениями твердости, тепло- и электропроводности по сравнению с материалами, полученными по схеме ТФС с допрессовкой (см. табл. 1). Для КМ W–Cu характерно существенное улучшение прочностных характеристик при уменьшении размеров зерен вольфрама (см. табл. 2). Структура порошковых КМ Ag(Cu)–W(Mo,Cr) характеризуется наличием двух и более фаз на основе тугоплавкого и легкоплавкого компонентов с частицами от субмикронных размеров до 300...500 мкм (рис. 2). В зависимости от требований к уровню тепло- и электропроводности, а также к эрозийной стойкости и механическому износу, КМ может состоять из каркаса проводящей фазы с диспергированными в ней тугоплавкими частицами, либо из тугоплавкого каркаса, капилляры которого заполнены легкоплавкой фазой, возможно также одновременное существование двух взаимопроникающих каркасов легкоплавкой и тугоплавкой составляющих.

Получение КМ с ультрадисперсными частицами тугоплавкой фазы сопряжено с технологическими трудностями, связанными с необходимостью защиты порошков от окисления, получения равномерного распределения компонентов в смеси, сохранения заданной дисперсности структуры и достиганием максимально возможной плотно-

сти [27–29]. Это требует проведения подготовительных технологических операций, таких, как, например, плакирование тугоплавкой компоненты межфазноактивными элементами для улучшения адгезионных характеристик на границе матрицы с тугоплавкой фазой [30], длительного высокоэнергетического размолла, имеющего целью механическое легирование и получение композиционных порошков промежуточного состава [31], совместное восстановление кислородсодержащих соединений тугоплавких и легкоплавких компонентов [32].

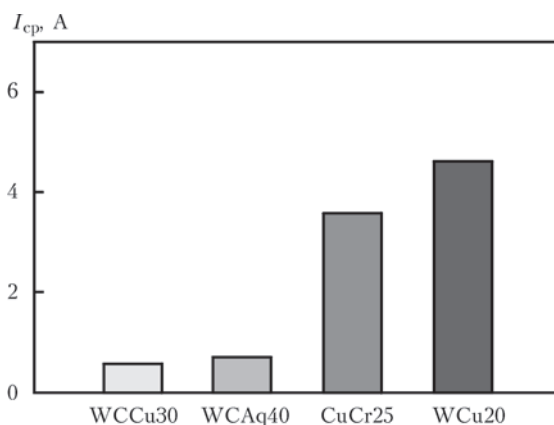


Рис. 3. Ток среза для различных контактных материалов при испытаниях вакуумного контактора 24 кА/24 кВ при максимальном токе 30 А [26]



Таблица 4. Технические характеристики КМ «эльконайт» производства фирмы CMW Inc. (США) [38]

Материалы Elkonite (обозн. CMW Inc.)	Состав, мас. %	Плотность, г/см ³	Удельная электропроводность, % IACS	Удельная теплопроводность (20 °C), Вт/м·К	Предел прочности при изгибе, МПа	Твердость (по Роквеллу)
1W3	55W:45Cu	12,50	53	310	758	HRB 77
3W3	68W:32Cu	13,93	50	280	896	HRB 90
5W3	70W:30Cu	14,18	48	280	965	HRB 95
10W3	75W:25Cu	14,84	43	260	1030	HRB 98
10W53	75W:25Cu	14,79	28	150	1380	HRB 109
30W3	80W:20Cu	15,56	41	250	1170	HRB 103
TCS	50WC:50Cu	11,26	45	290	1100	HRB 94
TC10	56WC:44Cu	11,64	42	280	1240	HRB 100
TC20	70WC:30Cu	12,65	30	240	1380	HRC 37

Таблица 5. Технические свойства дисперсно-упрочненных КМ на основе меди (ДУКМ) торговой марки ООО «Диск-сварка» (Россия) [40]

Характеристика материала	Тип ДУКМ торговой марки ДИСКОМ						
	Cu–Al–C–O		Cu–Ti–C–O				Cu–Al–Ti–C–O
	C16.101	C16.106	C16.201	C16.202	C16.204	C16.205	
Плотность, г/см ³	8,70	8,57	8,69	8,55	8,67	8,55	8,65
Твердость HB 5/750/30	185	140	159	147	218	228	193
Электропроводность, % IACS	50,0	85,0	73,0	79,0	56,0	55,0	65,0
Теплопроводность, Вт/м·К	185	-	302	305	265	230	271
Предел прочности при сжатии, МПа	1010	1410	1170	1040	1060	1070	955
Относительная осадка до разрушения, %	36,0	59,0	45,0	42,0	27,5	26,5	30,0
Предел прочности при растяжении:							
	при 20 °C	717	492	490	510	740	785
	при 500 °C	154	-	118	128	199	233
Относительное удлинение, %:							
	при 20 °C	8,7	15,0	17,0	10,2	8,7	6,5
	при 500 °C	5,2	-	3,2	6,5	5,1	4,0
Температура рекристаллизации, °C	930	870	930	880	960	970	940

При выборе состава для контактов также учитываются специфические требования, обусловленные условиями работы контакт-деталей. В частности, для отключения больших токов в вакууме необходимо, чтобы материал дугогасительных контактов содержал минимальное количество газообразующих примесей, в частности, кислорода, азота и водорода (см. табл. 3), при этом, изменяя состав КМ, можно контролировать эмиссионные свойства контактов с целью обеспечения среза тока вблизи нулевого значения (рис. 3).

К недостаткам КМ этого класса следует отнести то, что с увеличением содержания тугоплавкого компонента ухудшается возможность механической обработки, а с увеличением легкоплавкого компонента возрастает тенденция к свариванию при токах короткого замыкания. Кроме того, необходимо учитывать среды, в которых происходит дугогашение. Так, при работе контактов Ag–W в кислородсодержащих средах на их поверхности образуются вольфраматы серебра (Ag₂WO₄), что увеличивает переходное сопротивление [33]. В работе [34] показано, что в присутствии слабых электромагнитных полей, возникающих, например, при размыкании дугогасительных Ag–W контактов, наблюдается формирование так называемых конусов Тейлора на поверхности вольфрама, которые увеличивают вероятность пробоя после

повторного зажигания дуги. Предполагается, что поверхностное натяжение жидкого вольфрама в среде, содержащей кислород, может иметь значение на несколько порядков ниже, чем вольфрама в вакууме, поскольку подобные эксперименты с другими металлами (Ta, Mo, Nb, Cu) на воздухе и вольфрама в вакууме не выявили наличие конусов Тейлора. КМ Ag–Mo характеризуются более стабильным контактным сопротивлением на воздухе по сравнению с КМ Ag–W, благодаря тому, что оксиды молибдена менее стабильны и в процессе коммутации тока имеет место эффект самоочищения поверхности рабочего слоя.

В сварочной технике порошковые КМ на основе меди составляют особую группу материалов, часто используемых при стыковой сварке вставок литевых форм оплавлением и сопротивлением, при точечной сварке черных металлов и нержавеющей стали, рельефной сварке литевых форм и др. В общем случае сварочные электроды должны иметь высокую тепло- и электропроводность, высокие жаропрочность, твердость и температуру рекристаллизации, а также малую склонность к массопереносу через контакт электрод – деталь. Часто этим требованиям удовлетворяют гартованная медь или ее сплавы с присадками Cr, Cd, Ni, Be, Si и др. (бронзы) [35, 36]. Однако при сваривании малодеформируемых металлов с малой

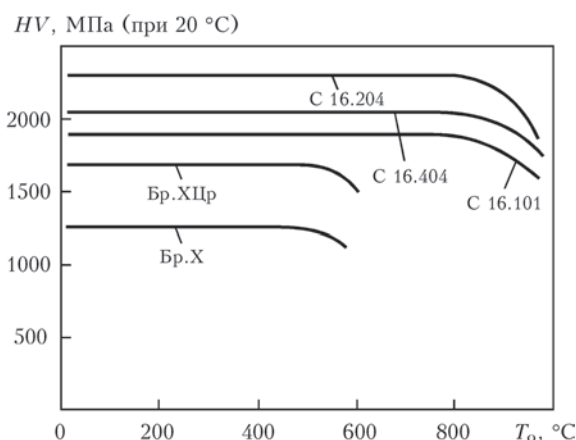


Рис. 4. Изменение твердости различных материалов на основе меди в зависимости от температуры отжига [40]

проводимостью, различной толщины, разнородных или толстостенных материалов и др., возникает необходимость в электродах с повышенными твердостью, прочностью и жаростойкостью в сочетании с относительно низкой электропроводностью ($\leq 75\%$ от меди). В подобных условиях часто используют комбинированные электроды, состоящие из электрода-вставки из тугоплавкого металла (W, Mo) или КМ на его основе, помещенного в медную основу с системой охлаждения. Такая конструкция обеспечивает существенно больший срок службы по сравнению со сплошными медными электродами. Для сварочных электродов используют КМ W(WC)–Cu с содержанием тугоплавкой составляющей 55 мас % и выше (табл. 4). КМ данного типа применяют также в качестве электродов для электроэрозионной обработки и иногда называют общим термином «элконайт» («эльконайт», «элконит») [37, 38]. Варьируя состав, можно существенно повышать прочность КМ, сохраняя высокий уровень электропроводности (табл. 4).

Относительно новым классом для электродов контактной сварки являются дисперсно-упрочненные материалы на основе порошковой меди с диспергированными в ней частицами тугоплавких фаз — оксидов и карбидов (Al_2O_3 , TiO_2 , Cr_2O_3 , SiO_2 , SiC и др.) [39–41]. Использование метода высокоэнергетического размолва порошков с механическим легированием меди оксидами позволило получить КМ с высоким уровнем прочностных характеристик и температурой рекристаллизации, близкой к температуре плавления меди (табл. 5). Термическая стабильность и дисперсность оксидов обеспечивает большую жаростойкость ДУКМ по сравнению с хромистыми и хромоциркониевыми бронзами (рис. 4).

Выводы

Порошковые композиционные материалы металломатричного типа на основе меди с тугоплавким

наполнителем относятся к классу псевдосплавов и могут эффективно работать в условиях высоких температур, механического и электроэрозионного износа и воздействия различных сред. Благодаря уникальности своих свойств эти материалы используются для производства дугогасительных контактов высоковольтными выключателями и для изготовления сварочных электродов для контактной сварки.

Основные технологические схемы производства, использующие методы порошковой металлургии, включают предварительное смешивание порошков исходных компонентов промежуточного или конечного состава с последующим спеканием при температурах ниже или выше температуры плавления легкоплавкой составляющей. Производство нанодисперсных КМ данного класса сопряжено с определенными сложностями, вызванными необходимостью защиты от окисления порошков, получения равномерного распределения компонентов в смеси, сохранения дисперсности структуры и достижения максимально возможной плотности.

Относительно новым классом для электродов контактной сварки являются дисперсно-упрочненные материалы на основе порошковой меди с диспергированными в ней оксидами и карбидами (Al_2O_3 , TiO_2 , Cr_2O_3 , SiO_2 , SiC и др.), с повышенным уровнем прочности и жаростойкости.

1. *Композиционные материалы*. Кн. в 8 т. / Под ред. Л. Браутмана и Р. Крока Т. 3. Применение композиционных материалов в технике. — М.: Машиностроение, 1978. — 511 с.
2. *Тучинский Л.И.* Композиционные материалы, получаемые методом пропитки. — М.: Металлургия, 1986. — 208 с.
3. *Композиционные материалы*. Справочник / Под общ. ред. В.В. Васильева, Ю. М. Тарнопольского. — М.: Машиностроение, 1990. — 510 с.
4. *Спеченные материалы для электротехники и электроники*. Справочник / Г.Г. Гнесин, В.А. Дубок, Г.Н. Братерская и др. — М.: Металлургия, 1981. — 344 с.
5. *Евдокимин Г.А., Тилер Г.* Современная вакуумная коммутационная техника среднего напряжения. — СПб: Изд-во Сизова М.П., 2000. — 114 с.
6. *Вакуумная коммутационная техника и компоненты для сетей среднего напряжения*. Siemens. [Электрон. ресурс]. — Режим доступа: https://w3.siemens.com/powerdistribution/global/SiteCollectionDocuments/en/mv/indoor-devices/vacuum-switching-technology-and-components_ru.pdf.
7. *Slade P.G.* Electric Contacts for Power Interruption. A Review. Proc. 19 Int. Conf. on Electric Contact Phenom. Nuremberg (Germany) 1998. — P. 239–245
8. *Contact Materials for Electrical Engineering*. Electrical Contacts Wiki. [Электрон. ресурс]. — Режим доступа: http://www.electrical-contacts-wiki.com/index.php/Contact_Materials_for_Electrical_Engineering.
9. *On the application of W/Cu materials in the fields of power engineering and plasma technology* / T. Bregel, W. Krauss-Vogt, R. Michal, K.E. Saeger // IEEE Trans. Comp., Hybrids, Manuf. Technol. — 1991. — V.14. — P. 8–13.
10. *Намитов К.К.* Электроэрозионные явления. — М.: Энергия, 1978. — 456 с.
11. *Вторичная структура в рабочем слое электрических контактов из композиционных материалов и их функциональные свойства* / Р.В. Минакова, Е.В. Хоменко, Г.Е. Копылова и др. // Электрические контакты и электроды. — Киев: ИПМ НАН Украины, 2012. — С. 38–47.



12. Лившиц Б.Г. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 295 с.
13. Федорченко И.М., Францевич И.Н., Радомысльский И.Д. Порошковая технология: материалы, технология, свойства, области применения. Справочник. – Киев: Наук. думка, 1985. – 624 с.
14. Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. – М.: Металлургия, 1990. – 240 с.
15. Plansee Group. Сферы компетенции. Технологии: [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: <http://www.plansee.com/en/About-us-Expertise-Technology-118.htm>.
16. Hula R. Ch., Edmaier Ch. Silver Coated Tungsten Carbide Powders for Composite Electrical Contact Application / Powder Metallurgy Progress. – 2000. – 9, № 1. – P. 34–41. Режим доступа: http://www.imr.saske.sk/pmp/issue/1-2009/PMP_Vol09_No1_p034-041.pdf.
17. P. Slade. The vacuum Interrupter. Theory, Design, and Application. CRC Press and Taylor and Francis, ISBN 0849390915. – 2007. – 528 p.
18. Найдич Ю.В. Контактные явления в металлических расплавах. – Киев: Наук. думка, 1972. – 196 с.
19. Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. Новые композиционные материалы на основе несмешивающихся компонентов: получение, структура и свойства. – М.: МГИУ, 1999 – 206 с.
20. Смага Н.Н., Юдин Б.А., Марков Е.В. Метод изготовления и результаты испытаний мелкодисперсных металло-керамических композиций для контактов электрических аппаратов // Электротехнические металлокерамические изделия. – М.: ВНИИЭМ, 1965. – С. 61–68.
21. Корниенко В.П., Юдин Б.А., Колесников В.Н. Мелкозернистые композиционные контакты для низковольтной аппаратуры // Электрические контакты и электроды. – Киев: Наук. думка, 1977. – С. 70–79.
22. The influence of composition and Cr-particle size of Cu/Cr Contacts on Chopping Current, Contact resistance and Breakdown Voltage in Vacuum Interrupters / W.F. Rieder, M. Schusseck, W. Glatzle, E. Kny // IEEE Trans. Components Hybrids and Manufact. Tech. – 1989. – 12, № 2. – P. 273–283.
23. Solid State impact sintering in vacuum of composites based on copper and silver / A. Laptiev, O. Tolochyn, O. Khomenko, L. Kryachko. // Proc. 27th Conference on Electrical Contacts, June 22–26, 2014, Dresden, Germany. – P. 457–462.
24. Tungsten and Molybden Based Materials. Powered by Doduco: [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: http://www.electrical-contacts-wiki.com/index.php/Tungsten_and_Molybdenum_Based_Materials
25. Plansee Group [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: <http://www.plansee.com/ru/Products-Electrical-contacts-Tungsten-copper-WCu-58.htm>.
26. Plansee Group [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: <http://www.plansee.com/ru/Products-Electrical-contacts-Copper-chromium-CuCr-59.htm>
27. Найдич Ю.В., Лавриненко И.А., Евдокимов В.А. Исследование процесса уплотнения при жидкофазном спекании под давлением в системе вольфрам–медь // Порошковая металлургия. – 1974. – № 1. – С. 34–39.
28. Паничкина В.В., Сиротюк М.М., Скороход В.В. Жидкофазное спекание высокодисперсных смесей вольфрам–медь // Там же. – 1982. – № 6. – С. 27–31.
29. WC/Ag contact materials with improved homogeneity / R. Grill, P. Klausler, F. E.-H. Mueller et al. // Proc. 16 th Inter. Plansee Seminar. Reutte. – 2005. – P. 200–211.
30. Amirjan M., Zangeneh-Madar K., Parvin N. Evaluation of microstructure and contiguity of W/Cu composites prepared by coated tungsten powders // Refractory Metals and Hard Materials. – 2009. – V. 27. – P. 729–733.
31. Пат. № US6375708 B1. Alloy for electrical contacts and electrodes and method of making / L.P. Dorfman, M.J. Scheithauer, M. Paliwal, D.L. Houck, J.R. Spencer.; Опубл. 23.04.2002.
32. Пат. US 7172725 B2. W-Cu alloy having homogeneous micro-structure and manufacturing method thereof / Moon-Hee Hong, Ja-Ho Choi, Seoung Lee, Eun-Pyo Kim, Sung-Ho Lee, Joon-Woong Noh; Опубл. 6.02.2007.
33. Wingert P.S. The effect of Ni on the Switching Performance of AgW Based on Contacts // Proc. 39 th IEEE Holm. Cong. – 1993. – P. 111–115.
34. Batrakov A.V., Popov S.A., Proskurovsky D.I. Electrodynamic Phenomena in Exploding Tungsten Electrical Contacts // Proc. 42 th IEEE Holm. conference. – 1996. – P. 129–136.
35. Гуляев А.И. Технология и оборудование контактной сварки. – М.: Машиностроение, 1985. – 254 с.
36. Технология и оборудование контактной сварки / Под общ. ред. Б.Д. Орлова. – М.: Машиностроение, 1986. – 352 с.
37. Toshiba materials Co Ltd. Elconite. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.toshiba-tmat.co.jp/eng/list/ta_elc.htm.
38. Contacts Metals Welding. Typical properties of elkonite materials. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.tjsnow.com/supplies/cmw/w49f.pdf>.
39. Pressing of partially oxide-dispersion-strengthened copper using the ECAP process / M. Kos, J. Ferrec, M. Bruncko et al. // Material and Technology. – 2014. – 48, issue 3. – P. 370–384.
40. Диском-сварка. Наноструктурные материалы и изделия из них. [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: <http://discom-svarka.ru/dukml/>.
41. Аношин В.А., Илюшенко В.М., Минакова Р.В. Жаропрочные материалы на основе меди. Способы получения. Свойства. Применение // Сб. научн. тр. ИПМ НАН Украины. – 2010 г. – С. 212–218.

Поступила в редакцию 27.04.2015

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84

E-mail: journal@paton.kiev.ua

Подписано к печати 01.10.2015. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 10,09. Уч.-изд. л. 10,22 + 1 цв. вклейка.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.



УДК 621.791.92.04

ВЛИЯНИЕ ФРАКЦИОННОГО СОСТАВА АБРАЗИВНОЙ МАССЫ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

В.В. ПЕРЕМИТЬКО¹, В.Д. КУЗНЕЦОВ²

¹ Днепродзержинский гос. техн. ун-т. 51918, г. Днепродзержинск, ул. Днепростроевская, 2, E-mail: welding@dstu.dp.ua

² НТУУ «Киевский политехнический институт». 03056, г. Киев-56, пр-т Победы, 37

Исследовано абразивное изнашивание образцов, наплавленных сплошными проволоками Св-08Г2С и Нп-65 под смесью плавленного и легирующего агломерированного флюсов. Показано, что выбор состава металла для наплавки деталей машин, эксплуатирующихся в условиях абразивного изнашивания, должен проводиться с учетом гранулометрического состава абразивной среды. Приведены значения оптимального химического и фазового состава металла, рекомендуемого для наплавки деталей подобного типа. Определены значения твердости и соотношения ее значений для двух контактирующих наплавленных поверхностей деталей, которые позволяют увеличить срок службы деталей при условии учета гранулометрического состава абразива. Библиогр. 7, табл. 2, рис. 4.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавленный металл, фазовый состав, абразивное изнашивание, гранулометрический состав абразива, износостойкость

Многие детали дорожно-строительной и сельскохозяйственной техники выходят из строя в результате абразивного изнашивания. Одним из важных факторов в этом процессе является изнашивающая способность обрабатываемых грунтов, технологических смесей и т.д. Указанный показатель определяется твердостью, размерами и формой абразива, степенью закрепления его частиц, твердость и форма которых определяют характер разрушения поверхностного слоя деталей — микрорезание или усталостное разрушение в результате многократного передеформирования [1, 2].

Общие положения по легированию наплавленного металла, предназначенного для восстановления и упрочнения деталей, эксплуатирующихся в условиях различных видов абразивного изнашивания, сформулированы достаточно полно [3–6]. Однако следует отметить, что в этих работах практически не уделялось внимания проблеме влияния фракционного состава абразивной массы на износостойкость наплавленных деталей. Исходя из этого, целью данной работы было исследование влияния фракционного состава абразива на износостойкость наплавленного металла.

В исследованиях использовали сварочную проволоку Св-08Г2С (ГОСТ 2246–70) и наплавочную проволоку Нп-65 (ГОСТ 10543–75), плавленный флюс АН-348А и агломерированные легирующие флюсы АНК-18 и АНК-19. Металл, наплавленный низкоуглеродистой проволокой Св-08Г2С под флюсом АНК-18, имеет химический состав, соответствующий стали 30Х3Г1, а под флюсом АНК-19 — стали 60Х4ГС [7]. Образцы для испытаний изготавливали из наплавленной цилиндрической по-

лой заготовки длиной 200 мм (внешний диаметр 36, внутренний 16 мм). Наплавку заготовок вели в 3...4 слоя до достижения внешнего диаметра заготовки 50 мм. Режимы наплавки образцов под смесью флюсов: диаметр проволоки 1,2 мм; ток 160...180 А; напряжение 27...28 В; шаг наплавки 3 мм; скорость наплавки 24...33 и 27...38 м/ч.

Из наплавленных заготовок вырезали ролики толщиной 10 мм. Наружную наплавленную поверхность ролика шлифовали до диаметра 45 мм. Данные о химическом составе наплавленных слоев и их твердости приведены в табл. 1.

Исследования износостойкости проводили по схеме «ролик-ролик» на машине МИ-1М. Усилие прижатия роликов 1кН, скорость вращения роликов примерно 200 об/мин, длительность одного испытания 2 ч. Абразивом служил кварцевый песок, который по фракциям разного гранулометрического состава подавался через лейку в зазор между роликами, с возможностью регулирования расхода. Образцы взвешивали до и после испытаний на лабораторных весах с точностью 0,0001 г. Данные об испытаниях образцов на изнашивание без и с абразивом представлены в табл. 2. Установлено, что износ роликов, наплавленных проволокой Св-08Г2С, при испытаниях без абразива меняется от 0,013 г (эксперимент № 4, верхний ролик) до 0,053 г (эксперимент № 1, нижний ролик).

При использовании проволоки Нп-65 износ роликов с увеличением степени легирования слоев снижается еще более существенно и также достигает минимума у металла, наплавленного только под легирующим флюсом АНК-18 (снижение износа верхнего и нижнего роликов в этом случае



Таблица 1. Характеристики наплавленного металла

Номер эксперимента	Марка проволоки	Флюс/смесь	Химический состав наплавленного металла, мас. %					HB
			C	Mn	Si	Cr	Ni	
1	Св-08Г2С	АН-348А	0,06	2,11	0,93	0,04	0,07	170
2		75%АН-348А+ 25%АНК-18	0,12	2,37	0,77	0,70	0,13	220
3		50%АН-348А+ 50%АНК-18	0,17	2,35	0,63	1,49	0,09	283
4		25%АН-348А+ 75%АНК-18	0,22	3,14	0,60	1,57	0,13	367
5		АНК-18	0,37	2,88	0,39	3,18	0,11	409
6	Нп-65	АН-348А	0,34	1,22	0,59	0,05	0,08	230
7		75%АН-348А+ 25%АНК-18	0,29	2,04	0,48	0,98	0,07	245
8		50%АН-348А+ 50%АНК-18	0,29	1,87	0,37	1,19	0,07	332
9		25%АН-348А+ 75%АНК-18	0,43	2,09	0,28	1,57	0,12	417
10		АНК-18	0,63	1,20	0,29	2,57	0,08	547

Таблица 2. Потери массы наплавленных образцов после испытаний на износ

Номер эксперимента	Износ роликов i , г в зависимости от фракции абразива, мм									
	Без абразива		0,315		0,400		0,630		1,000	
	Нижний ролик	Верхний ролик	Нижний ролик	Верхний ролик	Нижний ролик	Верхний ролик	Нижний ролик	Верхний ролик	Нижний ролик	Верхний ролик
1	0,053	0,010	0,34	0,728	0,674	0,621	1,577	2,349	0,344	0,318
2	0,043	0,048	0,47	0,780	1,025	0,971	0,227	0,167	0,230	0,284
3	0,035	0,071	0,174	0,145	0,953	0,801	0,762	0,837	0,134	0,136
4	0,021	0,013	0,143	0,103	0,678	0,590	0,735	0,701	0,219	0,146
5	0,023	0,024	Сколы	Сколы	Сколы	Сколы	Сколы	Сколы	Сколы	Сколы
6	0,006	0,010	1,078	1,059	2,836	2,780	0,147	0,125	0,404	0,486
7	0,046	0,029	0,851	0,790	1,440	1,253	0,978	0,886	0,317	0,243
8	0,058	0,019	1,183	1,158	0,960	1,050	0,718	0,729	0,244	0,259
9	0,079	0,050	0,376	0,417	0,773	0,838	0,869	0,840	0,345	0,485
10	0,035	0,108	1,191	0,148	0,705	0,544	0,796	0,832	0,309	0,226

примерно в 11 и 6 раз, соответственно, эксперимент № 6–10).

В случае подачи абразива фракцией 0,315 мм наибольшую потерю массы показывают ролики, наплавленные проволокой Нп-65 (эксперимент № 8), а наименьшую — проволокой Св-08Г2С (эксперимент № 4). При испытаниях с абразивом фракции 0,4 мм наименьший износ наблюдается у роликов, наплавленных проволокой Св-08Г2С под флюсом АН-348 (минимальное легирование, эксперимент № 1) или под смесью флюсов с долей АНК-18 в ней 75 % (эксперимент № 4).

Испытания с абразивом фракции 0,63 мм показали, что все пары роликов изнашиваются качественно одинаково. Однако в противовес предыдущему случаю максимальную потерю массы дает самый пластичный металл (эксперимент № 1). Анализ результатов износа с абразивом фракции 1 мм свидетельствует об идентичности характера изнашивания металла, наплавленного обеими проволоками.

Рабочая поверхность роликов, наплавленных проволокой Св-08Г2С под флюсом АНК-18 (эксперимент № 5), в присутствии абразивных частиц скалывается (при испытаниях без абразива сколы не наблюдаются). Абразивные кварцевые частицы, имеющие микротвердость на уровне 10000 МПа, внедряются в поверхностный слой роликов, вызывая зарождение концентраторов напряжений в виде лунок, рисков и царапин. При продолжающейся циклической силовой нагрузке развитие трещины, вызванной указанными концентраторами напряжений, происходит быстро.

Представляет интерес зависимость отношения износа нижнего и верхнего роликов (i_n/i_v) от соотношения твердостей их поверхностей (HB_n/HB_v). Такая зависимость для случая изнашивания без подачи абразива представлена на рис. 1. Показательно, что для всех составов наплавленного металла данные зависимости имеют минимумы и могут быть описаны параболической функцией.



Для образцов, наплавленных проволокой Св-08Г2С под флюсом АНК-18, минимальное отношение i_n/i_b наблюдается при отношении HB_n/HB_b близком к 0,85. Одинаковый износ роликов ($i_n/i_b = 1$) фиксируется при отношении твердостей 0,75 и 0,95. Вероятно, в первом случае изнашивание ведущего нижнего ролика происходит путем пластического сдвига (среза), а во втором — в результате хрупкого отрыва. Изменение механизма изнашивания проявляется во всех рассмотренных случаях.

При отношении твердостей $HB_n/HB_b = 1,0$ отношение износа нижнего и верхнего роликов составляет 3,7 и свидетельствует о более интенсивном износе ведущего ролика.

Можно предположить, что оптимальное отношение значений износа, близкое к 0,25, при $HB_n/HB_b = 0,85$ достигается при условии, когда оба ролика изнашиваются путем упругопластического передеформирования. Это состояние можно считать переходным от вязкого разрушения к хрупкому. Зависимость $i_n/i_b = f(HB_n/HB_b)$ для слоев, наплавленных проволокой Св-08Г2С под флюсом АНК-18, характеризуется узким интервалом изменения HB_n/HB_b и наиболее вероятным смешанным механизмом изнашивания роликов. Оптимальным можно считать отношение твердостей, близким 0,9. Равность износа для обоих роликов достигается при отношении твердостей 0,85 и 0,98.

Для металла, наплавленного проволокой Нп-65 под флюсом АНК-18, характерным является широкий диапазон значений HB_n/HB_b . Оптимальное соотношение твердостей 0,9 хорошо согласуется с установленными ранее значениями для металла, наплавленного проволокой Св-08Г2С. Показательно, что равенство износа роликов достигается лишь при оптимальном значении отношения HB_n/HB_b . Слои, наплавленные проволокой Нп-65 под флюсом АНК-19, отличаются от ранее рассмотренных выше, большими значениями HB_n/HB_b и слабо выраженным оптимумом. Можно считать, что последний отвечает отношению твердостей порядка 1,2. При этом отношение значений износа составляет 0,25...0,30. Равенство значений износа возможно при отношении твердостей около 1,4.

Анализируя полученные зависимости и начальные значения твердости наплавленного металла, можно отметить, что при наплавке проволокой Св-08Г2С под флюсами АН-348А и АНК-18 нижние ролики при равной твердости изнашиваются интенсивнее. Данный факт можно объяснить ведущей ролью нижнего ролика при передаче крутящего момента и неизбежным проскальзыванием верхнего ролика. Последнее вызывает большую степень наклепа ведущих роликов, что подтверждается экспериментально.

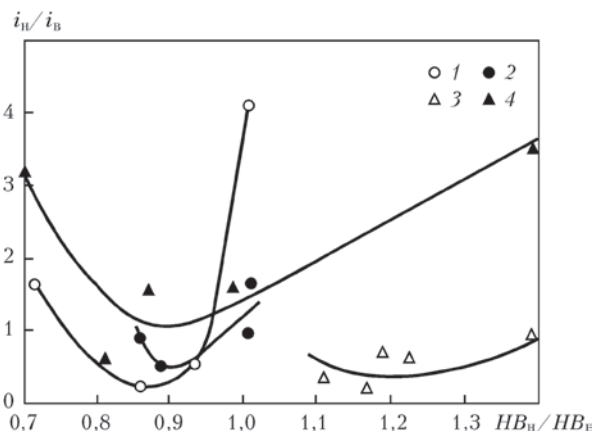


Рис. 1. Зависимости отношения износа i_n/i_b и твердости HB_n/HB_b роликов при испытании на изнашивание при трении качения металла по металлу без абразива: проволокой Св-08Г2С под флюсом АНК-19 (1), АНК-18 (2); наплавка проволокой Нп-65 под флюсом АНК-19 (3) и АНК-18 (4)

Принимая в качестве оптимального отношение твердостей $HB_n/HB_b = 0,9$ и учитывая возможность получения слоев наплавленного металла твердостью от $HB170$ до $HB547$, можно сформулировать следующие рекомендации: при минимальной твердости верхнего образца ($HB170$) оптимальная твердость нижнего должна быть $HB153$, при максимальной твердости верхнего образца ($HB547$) — $HB508$.

При испытаниях с абразивом образцов, наплавленных проволокой Св-08Г2С под флюсом АН-348А (рис. 2), установлено, что минимальное значение $i_n/i_b = 0,6...0,7$ наблюдается при оптимальном соотношении твердостей ($HB_n/HB_b = 0,9$) лишь при изнашивании с абразивом фракций 0,315 и 0,630 мм. Изнашивание в присутствии абразива фракции 0,4 мм отличается смещением оптимального отношения твердостей до значений 1,10...1,15. При наличии абразива фракции 1,0 мм

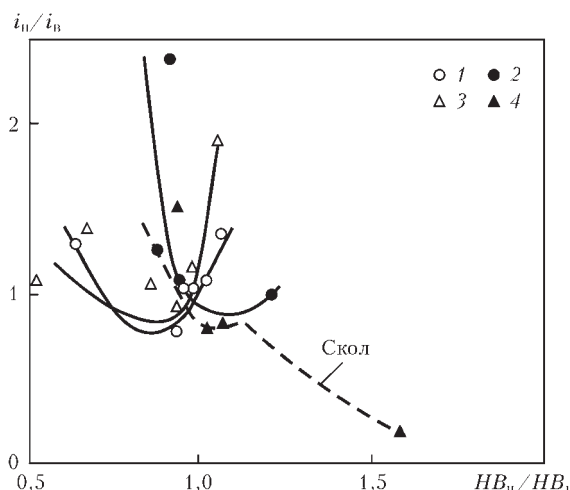


Рис. 2. Зависимости отношения износа i_n/i_b и твердости HB_n/HB_b роликов при испытании на изнашивание при трении качения металла по металлу с абразивом (наплавка проволокой Св-08Г2С под флюсом АН-348А): 1 — из частиц фракции $d = 0,315$ мм; 2 — 0,4; 3 — 0,63; 4 — 1,0 мм

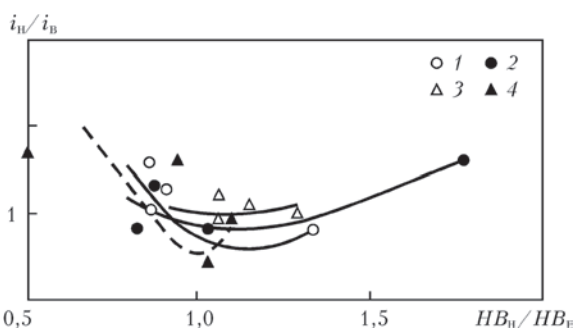


Рис. 3. Зависимости отношения износа i_n/i_b и твердости HB_n/HB_b роликов, наплавленных проволокой Нп-65 под флюсом АН-348А, при испытании на изнашивание при трении качения металла по металлу с абразивом (обозначения аналогичны рис. 2)

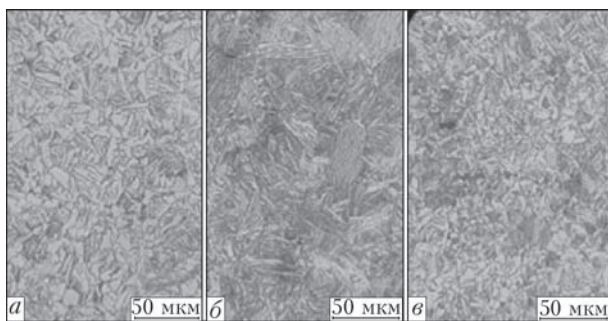


Рис. 4. Микроструктура наплавленного металла, обеспечивающего повышенную износостойкость: а — при контакте с частицами размером 0,01...0,30 мм; б — 0,31...0,80; в — 0,81...1,20 соответственно

минимальное значение i_n/i_b достигается при отношении твердостей 1,1; при больших значениях фиксируется макроскопическое скалывание наплавленного металла.

При испытаниях с абразивом образцов, наплавленных проволокой Нп-65 под флюсом АН-348А (рис. 3), установлено, что оптимальное соотношение твердостей составляет 1,0...1,1, чему соответствует отношение $i_n/i_b = 0,7...1,0$. Хрупкого разрушения не наблюдается. Таким образом, для минимизации отношения i_n/i_b необходимо обеспечить значения HB_n/HB_b на уровне 0,85...0,90 для образцов, наплавленных проволокой Св-08Г2С, и 1,0...1,15 для образцов, наплавленных проволокой Нп-65. При наличии абразива фракции 1,0 мм при изнашивании образцов, наплавленных проволокой Св-08Г2С, для предупреждения хрупкого разрушения не следует допускать отношения $HB_n/HB_b > 1,20$. Связывая полученные экспериментальные данные относительно интенсивности износа с фазовым составом наплавленных слоев, можно сформулировать следующие рекомендации.

При преобладании более мелкого (0,01...0,30 мм) абразива лучшую стойкость при изнашивании обеспечивает наплавленный металл, который имеет преимущественно ферритно-перлитную структуру (доля бейнита — до 5...10 %, см. рис. 4, а).

При увеличении размеров частиц абразива (0,31...0,80 мм) рекомендуется использовать более легированный наплавленный металл с бейнитно-мартенситной структурой (доля мартенситной фазы — до 5 %) (рис. 4, б). В случае преобладания крупнозернистого абразива (0,81...1,20 мм) следует отдавать предпочтение более пластичному наплавленному металлу с ферритно-перлитной структурой (доля бейнита — до 10...20 %) (рис. 4, в).

Выводы

1. Определена связь между фракционным составом абразива и износостойкостью наплавленного металла.

При преобладании мелкого (0,01...0,30 мм) абразива целесообразно наплавливать металл (0,17% С; 2,35% Мп; 0,63% Si; 1,49% Cr; 0,09% Ni), который имеет ферритно-перлитную структуру, с долей бейнита 5...10 %. При увеличении размеров частиц абразива (0,31...0,80 мм) рекомендуется наплавливать более легированный металл (0,37 % С; 2,88 % Мп; 0,39 % Si; 3,18 % Cr; 0,11 % Ni) с бейнитно-мартенситной структурой (доля мартенситной фазы — до 5 %). В случае преобладания крупнозернистого абразива (0,81...1,20 мм) целесообразно наплавливать пластичные ферритно-перлитные слои, с долей бейнита 10...20 % (0,22 % С; 2,09 % Мп; 0,6 % Si; 1,57 % Cr; 0,13 % Ni).

2. Предложены значения твердости и соотношения ее значений для контактирующих наплавленных слоев деталей, которые, при условии учета гранулометрического состава абразивного потока, способны увеличить срок службы деталей в 1,8...2,2 раза.

1. Виноградов В.Н., Сорокин Г.М., Колокольников М.Г. Абразивное изнашивание. — М.: Машиностроение, 1990. — 224 с.
2. Львов П.Н. Основы абразивной износостойкости деталей дорожных машин. — М.: Стройиздат, 1970. — 71 с.
3. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. Основы легирования наплавленного металла. — М.: Машиностроение, 1969. — 188 с.
4. Чигарев В.В., Малинов В.Л. Выбор экономнолегированных наплавочных материалов для различных условий ударно-абразивного воздействия // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 58–60.
5. Мазель Ю.А., Кусков Ю.В., Полищук Г.Н. Классификация сплавов на основе железа для восстановительной и упрочняющей наплавки // Свароч. пр-во. — 1999. — № 4. — С. 35–38.
6. Наплавочные материалы для упрочнения деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания / А.Н. Балин, А.В. Березовский, А.А. Вишневский и др. // Автомат. сварка. — 2006. — № 2. — С. 46–47.
7. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением/ Под ред. Б.Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.

Поступила в редакцию 15.04.2015



МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТИ МНОГОСЛОЙНОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

А.А. БАБИНЕЦ

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

В настоящее время отсутствует общепризнанная методика испытаний термической стойкости многослойных наплавленных образцов. Существующий достаточно широко применяемый метод оценки термической стойкости, основанный на определении количества циклов нагрев-охлаждение до появления сетки термических трещин, не позволяет провести точную оценку термостойкости при испытаниях многослойных наплавленных образцов, обладающих достаточно высокой термической стойкостью. Цель работы заключается в создании или усовершенствовании методики оценки термической стойкости многослойного наплавленного металла, которая бы позволила исследовать динамику распространения термических трещин по глубине наплавленного слоя и ее изменение в зависимости от характеристик наплавленных слоев. Усовершенствована разработанная ранее в ИЭС им. Е.О. Патона методика, что позволило провести точную оценку термической стойкости наплавленного металла. Установлено, что характер линии сплавления оказывает определенное влияние на термическую стойкость образца в целом, при этом наплавка пластичного подслоя проволокой Св-08А способствует торможению роста трещин термической усталости и увеличению общей термостойкости примерно на 20 %. Усовершенствованная методика может быть использована для точной оценки термической стойкости наплавочных материалов, применяющихся при изготовительной или восстановительной наплавке инструментов для горячего деформирования. Библиогр. 12, табл. 1, рис. 7.

Ключевые слова: дуговая наплавка, многослойный наплавленный металл, термическая стойкость, методика испытаний

Соппротивление термической усталости (термическая стойкость) – одно из основных свойств инструментальных сталей, которые применяются в процессе изготовления или восстановления широкой номенклатуры инструментов для горячего деформирования металлов [1–3]. К их числу относятся различные валки станов горячей прокатки, ролики машин непрерывного литья заготовок, штампы горячей штамповки и др.

В результате циклических термических нагрузок на поверхности таких инструментов появляется сетка относительно мелких термических трещин. Эти трещины облегчают вырывание частиц металла, ускоряют истирание и способствуют быстрому развитию износа [4, 5]. Такие повреждения, развивающиеся в сложных условиях эксплуатации, могут привести не только к браку выпускаемой продукции, но и к преждевременному разрушению инструмента, что влечет за собой значительные материальные потери.

В настоящее время отсутствует общепризнанная методика испытаний термической стойкости многослойных наплавленных образцов. Стандартизованный метод испытаний материалов при термомеханическом нагружении [6] невозможно применить к материалам, которые используются для восстановления деталей металлургического оборудования, т.к. образцы, используемые в данном методе, имеют цилиндрическое сплошное (тол-

щина до 22 мм) или полое (толщина стенки 2 мм, диаметр до 12 мм) сечение. Образцы такой формы и размеров не позволяют оценить влияние на термическую стойкость многослойного наплавленного металла образца в целом.

В связи с этим подобные испытания чаще всего проводят при помощи различных экспериментальных методик, в большинстве которых критерием термической стойкости является число циклов нагрев-охлаждение до появления сетки трещин термической усталости [1, 2, 7–10]. ИЭС им. Е.О. Патона представляет одну из таких методик испытаний, а также разработанную лабораторную установку [10], которая отличается следующими преимуществами:

- размеры используемых образцов обеспечивают необходимый температурный градиент и напряженное состояние, близкие к возникающим во время эксплуатации реальных деталей металлургического оборудования. При этом образцы имеют простую и удобную для изготовления форму без резких переходов, играющих роль концентраторов напряжений;

- обеспечивается способ нагрева и охлаждения, наиболее близкий к реальным условиям эксплуатации;

- обеспечивается возможность регулирования и контроля температуры нагрева и охлаждения образца, и воспроизводимость этих условий для всех испытываемых образцов.

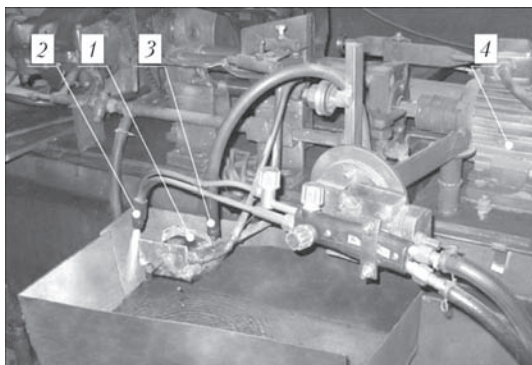


Рис. 1. Установка для испытания термической стойкости наплавленного металла: 1 — испытываемый образец, закрепленный в оправке; 2 — источник нагрева (газопламенный резак); 3 — источник охлаждения (шланг подачи воды); 4 — привод обратно-поступательного перемещения оправки

Процесс испытаний по данной методике выглядит следующим образом (рис. 1). Наплавленный образец 1 размером $40 \times 40 \times 40$ мм устанавливается в оправку установки так, чтобы шлифованная наплавленная поверхность была обращена к источнику нагрева — газопламенному резаку 2. В процессе испытания при помощи привода обратно-поступательного движения 4 оправка с закрепленным в ней образцом циклически перемещается от источника нагрева к источнику охлаждения 3. При этом равномерный нагрев поверхности обеспечивается в пятне диаметром $15 \dots 20$ мм. Длительность нагрева — 11 с, а охлаждения струей воды — 8 с.

При указанной продолжительности нагрева и охлаждения температура в пятне растет в течение первых $8 \dots 10$ циклов испытания, а затем стабили-

зируется в пределах $700 \dots 800$ °С во время нагрева и $20 \dots 60$ °С после охлаждения. Контроль температуры во время испытаний осуществляется при помощи термопар. Термическая стойкость оценивается по числу циклов нагрев-охлаждение до появления и развития в пятне нагрева сетки термических трещин, видимой невооруженным глазом. Для получения достоверных результатов испытывается по три–пять образцов каждого типа наплавленного металла. После испытаний образцы в некоторых случаях разрезают в поперечном направлении по пятну нагрева для оценивания на макрошлифах глубины распространения трещин.

Однако исследования термической стойкости наплавленного металла, выполненные по данной методике, показывают [4, 11, 12], что в большинстве случаев максимальное количество циклов нагрев — охлаждение до появления сетки термических трещин не превышает 200. При этом глубина распространения трещин составляет $0,2 \dots 0,5$ мм и практически не возрастает, при дальнейшем увеличении числа циклов увеличивается лишь раскрытие трещин. Таким образом, при испытаниях по данной методике невозможно оценить динамику и характер развития трещин термической усталости по толщине наплавленных слоев.

Целью данной работы является создание или усовершенствование методики оценки термической стойкости многослойного наплавленного металла, которая бы позволила исследовать динамику распространения термических трещин по глубине наплавленного слоя и ее изменение в зависимости от характеристик наплавленных слоев.

Для достижения поставленной цели за основу была взята вышеописанная методика испытаний [10], которая была усовершенствована следующим образом. Было предложено проводить испытания образцов в несколько этапов, длительностью по 200 циклов нагрев — охлаждение каждый, с последующим шлифованием поверхности после каждого этапа. Шлифование производили до полного удаления термических трещин, фиксируя при этом их глубину, что позволяло оценить динамику распространения трещин по толщине наплавленного металла. Эти операции повторялись до достижения минимально возможной толщины наплавленного рабочего слоя, которая составляла $1,5 \dots 2,0$ мм, после чего проводился заключительный этап термоциклирования без последующей шлифовки. Далее образцы разрезались по пятну нагрева (рис. 2), после чего на макрошлифах исследовалась глубина и характер распространения термических трещин.

По указанной методике оценивали термическую стойкость образцов многослойного наплавленного металла четырех типов. Для этого на

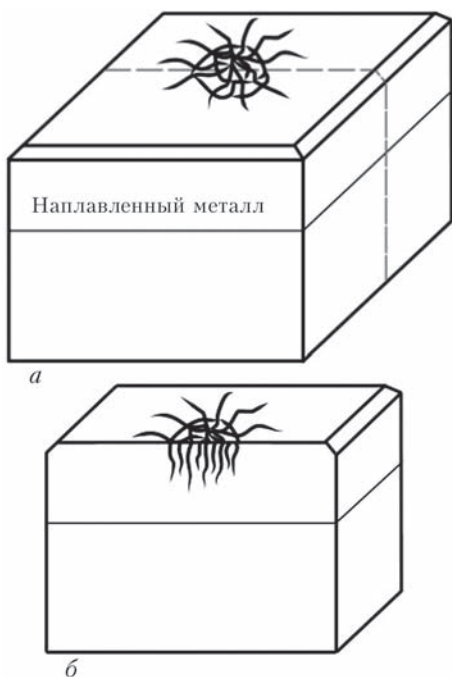


Рис. 2. Схема порезки образца для изготовления макрошлифа: а — образец после испытания; б — образец после порезки

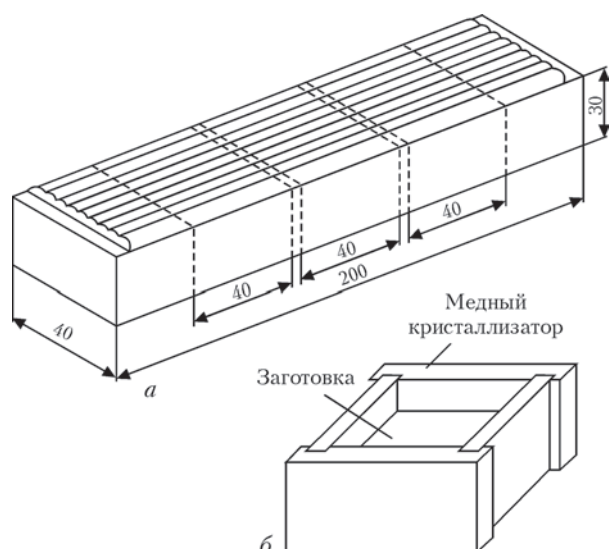


Рис. 3. Схема изготовления многослойных наплавленных образцов для исследования термической стойкости: а — при автоматической наплавке под флюсом; б — при полуавтоматической наплавке самозащитными порошковыми проволоками

заготовки из стали 40Х производилась электродуговая наплавка рабочего слоя порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС по следующим вариантам: наплавка без подслоя и наплавка рабочего слоя с подслоем, наплавленным проволокой Св-08А. Учитывая, что на термическую усталость значительное влияние оказывают концентраторы напряжений, резкие переходы формы, структурная неоднородность и т.д. [1, 2], было высказано предположение, что глубина и форма проплавления также влияют на термическую стойкость металла. Исходя из этого, наплавка опытных образцов проводилась по двум технологиям:

– на пластины размером 30×40×200 мм производилась автоматическая многослойная наплавка, после чего из наплавленных заготовок вырезались образцы для испытаний размером 40×40×40 мм (рис. 3, а);

– заготовка размером 30×40×40 мм устанавливалась в разборной медный кристаллизатор, после чего выполнялась полуавтоматическая электродуговая многослойная наплавка самозащитными порошковыми проволоками (рис. 3, б).

Автоматическая наплавка на пластины сплошной проволокой Св-08А производилась под флюсом АН-348А, а наплавка порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС — под флюсом АН-26П. Диаметр всех проволок 2,0 мм. Режимы наплавки: $I_n = 300...350$ А, $U_n = 28...30$ В, $v_n = 20$ м/ч. Шаг на-

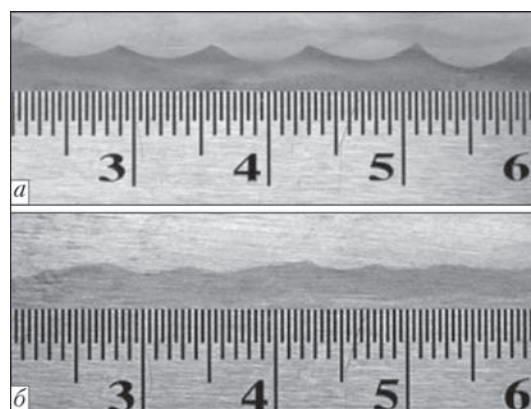


Рис. 4. Поперечные макрошлифы образцов, наплавленных автоматическим (а) и полуавтоматическим способом (б)

плавки был равен 40 % ширины наплавляемого валика.

Полуавтоматическая наплавка в медном кристаллизаторе сплошной проволокой Св-08А осуществлялась в защитном газе CO_2 , диаметр проволоки 0,8 мм; диаметр самозащитной порошковой проволоки ПП-Нп-25Х5ФМС 1,8 мм. Режимы наплавки: $I_n = 200...220$ А, $U_n = 22...24$ В.

На всех образцах общая толщина подслоя составляла 3...4 мм, а рабочего слоя — 5...6 мм. Твердость, а также данные спектрального анализа по химическому составу наплавленного металла приведены в таблице. Символы (А) и (П) в таблице означают автоматическую и полуавтоматическую наплавку соответственно.

После наплавки один образец из каждой партии был разрезан перпендикулярно направлению наплавки для проведения металлографических исследований. На изготовленных макрошлифах наплавленного металла видно, что применение проволоки меньшего диаметра в сочетании с колебательными движениями электрода при полуавтоматической наплавке, обеспечило меньшую глубину проплавления и более плавную линию сплавления, по сравнению с наплавкой под флюсом (рис. 4).

Далее, для сравнения, были проведены испытания термической стойкости по стандартной методике до появления развитой сетки термических трещин. Результаты испытаний показали (рис. 5), что все четыре типа наплавленного металла имеют практически одинаковую, достаточно высокую термостойкость. Вместе с тем были отмечены две закономерности:

Химический состав и твердость наплавленного металла в зависимости от способа наплавки

№ образца	Тип наплавленного металла	Способ наплавки	Содержание легирующих элементов, мас. %						Твердость HRC
			С	Si	Mn	Cr	V	Mo	
1.1	ПП-Нп-25Х5ФМС (без подслоя)	А	0,24	0,72	0,53	4,90	0,35	0,95	48...50
1.2		П	0,26	0,79	0,64	5,50	0,40	1,01	49...51
2.1	Подслой Св-08А + ПП-Нп-25Х5ФМС	А	0,24	0,74	0,56	5,10	0,37	0,97	48...50
2.2		П	0,26	0,76	0,64	5,40	0,40	0,99	49...51

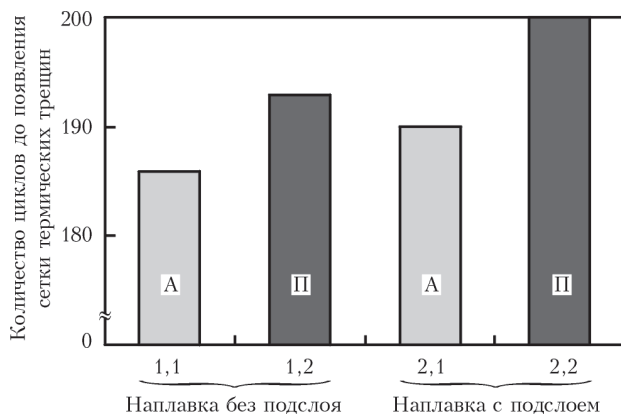


Рис. 5. Термическая стойкость образцов наплавленных по двум разным технологиям: автоматическая (А) наплавка под флюсом; полуавтоматическая (П) наплавка самозащитной порошковой проволокой

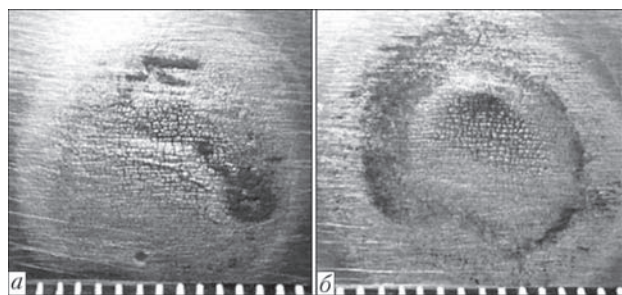


Рис. 6. Внешний вид поверхности образцов, наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС без подслоя (а) и с подслоем (б), наплавленным проволокой Св-08А, после испытаний на термическую стойкость

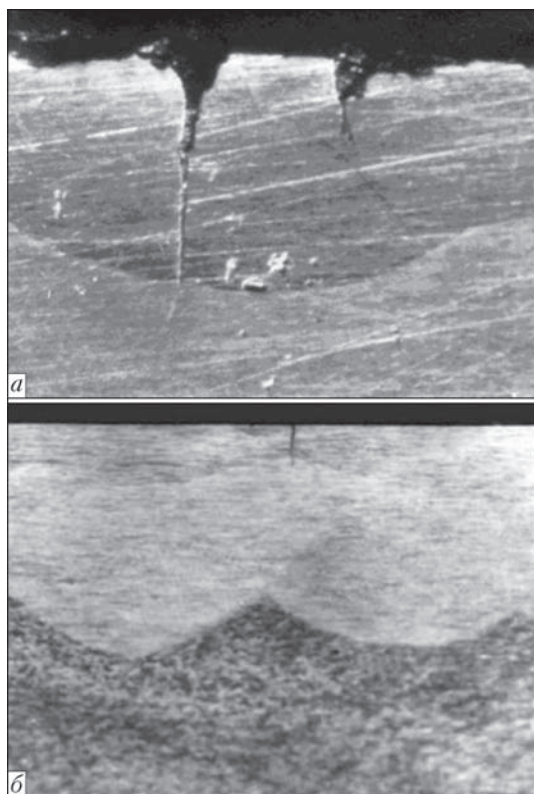


Рис. 7. Макрошлиф поперечного сечения образцов, наплавленных без подслоя (а) и с подслоем, наплавленным проволокой Св-08А (б), после испытаний на термическую стойкость

– термостойкость образцов, наплавленных полуавтоматическим способом, выше, чем у образцов наплавленных автоматическим способом;

– наплавка подслоя способствует увеличению термической стойкости.

Первая закономерность, по-видимому, объясняется тем, что в образцах, наплавленных полуавтоматическим способом, уменьшение глубины проплавления и более равномерная граница сплавления между отдельными наплавленными валиками/слоями способствует снижению уровня химической и структурной неоднородности, что положительно влияет на термическую стойкость. Для объяснения второй закономерности образцы были подвергнуты испытаниям по вышеуказанной усовершенствованной методике.

Анализ полученных результатов показал, что образцы, наплавленные без подслоя, имеют сильно развитую сетку термических трещин (рис. 6, а). Толщина сошлифованного слоя после каждого 200 циклов испытаний составляла примерно 0,35...0,40 мм. Минимальная толщина наплавленного износостойкого слоя была достигнута после 2000 циклов испытаний, затем образцы были разрезаны по пятну нагрева и из них были изготовлены макрошлифы (рис. 7, а). Как видно, в этом случае термические трещины переходят из наплавленного в основной металл.

В образцах с подслоем, наплавленным проволокой Св-08А, наблюдается значительно менее выраженная сетка термических трещин (рис. 6, б). В этом случае и глубина распространения трещин по толщине наплавленного металла была меньше. Толщина сошлифованного слоя после каждого 200 циклов испытаний составляла примерно 0,20...0,25 мм. Учитывая небольшой съем материала, на этих образцах удалось провести 2400 циклов испытаний. Образцы после испытаний также были разрезаны и подготовлены макрошлифы (рис. 7, б). В этом случае трещины проходят через износостойкий слой и задерживаются в малоуглеродистом подслое.

Таким образом, усовершенствование методики испытаний термической стойкости путем проведения нескольких этапов с перешлифовкой поверхности образца позволило оценить динамику и характер развития трещин термической усталости по толщине наплавленных слоев и выявить влияние подслоя на характер их распространения.

Выводы

1. Существующий и достаточно широко применяемый метод оценки термической стойкости, основанный на определении количества циклов нагрева-охлаждения до появления сетки термических трещин, не позволяет провести точную оценку



термостойкости при испытаниях многослойных наплавленных образцов, обладающих достаточно высокой термической стойкостью.

2. Усовершенствование методики испытаний термической стойкости путем проведения нескольких этапов с перешлифовкой поверхности образца позволило оценить развитие трещин термической усталости по толщине наплавленных слоев и выявить влияние подслоя на характер распространения трещин термической усталости.

3. Установлено, что глубина проплавления и характер линии сплавления наплавленных слоев оказывает определенное влияние на термическую стойкость наплавленного образца в целом, что необходимо учитывать при выборе технологии и техники наплавки.

1. Дульнев Р.А., Котов П.И. Термическая усталость металлов. – М.: Машиностроение, 1980. – 200 с.
2. Тылкин М.А. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования. – М.: Металлургия, 1971. – 608 с.
3. Фруммин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка. – Харьков: Металлургиздат, 1961. – 421 с.

4. Рябцев И.А., Кондратьев И.А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования: справочное пособие. – Киев: Екотехнологія, 1999. – 64 с.
5. Толстов И.А., Пряхин, А.В., Николаев В.А. Повышение работоспособности инструмента горячего деформирования. – М.: Металлургия, 1990. – 143 с.
6. ГОСТ 25.505–85. Методы механических испытаний металлов. Метод испытания на малоцикловую усталость при термомеханическом нагружении.
7. Школьник Л.М. Методика усталостных испытаний: справочник. – М.: Металлургия, 1978. – 304 с.
8. Marek A., Junak G., Okrajni J. Fatigue life of creep resisting steels under conditions of cyclic mechanical and thermal interactions // Archives of Materials Science and Engineering. – 2009. – Vol. 40. – Is. 1. – P. 37–40.
9. Ланин А.Г. Методы определения термопрочности (Обзор) // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 1998. – № 3. – С. 31–47.
10. Рябцев И.И., Черняк Я.П., Осин В.В. Блочно-модульная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. – 2004. – № 1. – С. 18–20.
11. Рябцев И.А., Бабинцев А.А., Рябцев И.И. Влияние пластичного подслоя на термическую стойкость многослойного наплавленного металла // Автомат. сварка. – 2011. – № 10. – С. 22–26.
12. Исследование термической стойкости наплавленного металла, предназначенного для восстановления прокатных валков / А.А. Бабинцев, И.А. Рябцев, И.А. Кондратьев и др. // Там же. – 2014. – № 5. – С. 17–21.

Поступила в редакцию 09.07.2015

Двенадцатая международная научно-техническая конференция: «НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ: ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ, КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ, СВАРКА»

25–27 мая 2016 г., Минск, Беларусь

Секции конференции

1. Металлические порошковые материалы. Композиционные порошковые материалы: триботехнические, электротехнические, пористые и специальные. Технологии и моделирование процессов их получения и применения
2. Наноматериалы и нанотехнологии. Сверхтвердые и керамические материалы
3. Инженерия поверхности. Защитные покрытия: материалы, технологии и оборудование для нанесения
4. Новые технологии и оборудование сварочного производства. Соединение и деструкция материалов. Нетрадиционные металлургические технологии

Адрес оргкомитета:

220005, Беларусь, г. Минск, ул. Платонова, 41,
Институт порошковой металлургии.
Тел.: (017) 290-99-93 – Комякова Ольга Витальевна;
Тел.: (017) 290-95-64 – Макарская Кристина Анатольевна.
Факс: (017) 292-82-42. E-mail: info50@mail.ru.



СОСТОЯНИЕ И ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ МИРОВОГО РЫНКА ОСНОВНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И СВАРОЧНОЙ ТЕХНИКИ*

О.К. МАКОВЕЦКАЯ

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

В статье приведены статистические и экономические показатели состояния и тенденций развития мирового рынка основных конструкционных материалов и сварочной техники в период 2011–2014 гг. Представлены данные исследований мирового объема, структуры производства и потребления основных конструкционных материалов (сталь, алюминий и др.) и объема производства и потребления сварочной техники, проведенных ведущими мировыми производителями, такими, как Lincoln Electric, Colfax (ESAB, Victor Technologies Group), ITW и др., а также ведущими аналитическими компаниями: BCC Research, Transparency Market Research, Frost & Sullivan. Приведен анализ основных тенденций на мировом рынке сварочной техники и в отдельных его сегментах. Библиогр. 19, табл. 2, рис. 12.

Ключевые слова: мировой рынок, производство, потребление, основные конструкционные материалы, сварочная техника, статистика

Рынок основных конструкционных материалов. В 2013 г. мир вошел в период стабилизации и экономического роста. Наиболее высокие темпы экономической активности показали США и ЕС. В экономике Китая происходит смена курса от экспортной модели к развитию на основе роста внутреннего потребления. Восстановление мировой экономики способствовало увеличению спроса на рынках конструкционных материалов. К числу основных конструкционных материалов современного промышленного производства относятся черные и цветные металлы, неметаллические материалы (пластмассы, керамика, стекло и др.), композиты.

Объем потребления конструкционных материалов постоянно растет. За последние пять лет мировое производство основных конструкционных материалов, наиболее широко применяемых в производстве сварных конструкций, увеличилось. Сталь, конструкционные пластмассы и композиционные материалы — на 22 %; алюминий — на 24 %; титан — на 27 %.

В 2013 г. объем мирового рынка конструкционных пластмасс составил 299 млн т и оценивался в 70 млрд дол. Прогнозируется, что объем рынка конструкционных пластмасс к 2020 г. достигнет 90 млрд дол. [1]. Половина мирового производства и потребления термопластов приходится на страны ЕС и США. Термопласты находят все большее применение в автомобильной промышленности, строительной индустрии, в

конструкциях изделий аэрокосмической отрасли, машиностроении, энергетике, в том числе ветроэнергетике [2, 3].

Растет потребление цветных металлов в промышленности. В 2013 г. объем мирового производства первичного алюминия составил 49,7 млн т, что на 6 % превышает показатель 2012 г., а в 2014 г. мировое производство первичного алюминия увеличилось еще на 4,8 % — до 53,1 млн т. Прогнозируется, что к 2017 г. объем производства первичного алюминия превысит 62 млн т. Основными отраслями — потребителями алюминия являются автомобилестроение и строительство. В общем объеме мирового потребления первичного алюминия их суммарная доля превышает 50 %. В промышленно развитых странах — США, Японии, Западной Европе в отраслевой структуре потребления алюминия доминирует автомобилестроение (Япония — 43 %, США, Западная Европа — 35 %) и машиностроение (Западная Европа, Япония — 19 %, США — 15 %) [4].

На рис. 1 представлены данные объемов производства основных конструкционных материалов в 1970, 2008 и 2013 гг.

Позиции титана как ключевого материала в авиа- и космической промышленности гарантируют рост потребления данного металла. В период 2010–2011 гг. возобновился устойчивый рост спроса на промышленный сорт титана в Китае. Ведущие мировые лидеры авиастроения — компании «Airbus» и «Boeing» возобновили отсроченные программы строительства самолетов A380 и B787, а также нового A350, что привело к резкому росту спроса на космический сорт титана. Мировой рынок металлического титана вырос прибли-

* Обзор по материалам сборника экономико-статистической информации по сварочному производству «SVESTA-2014».

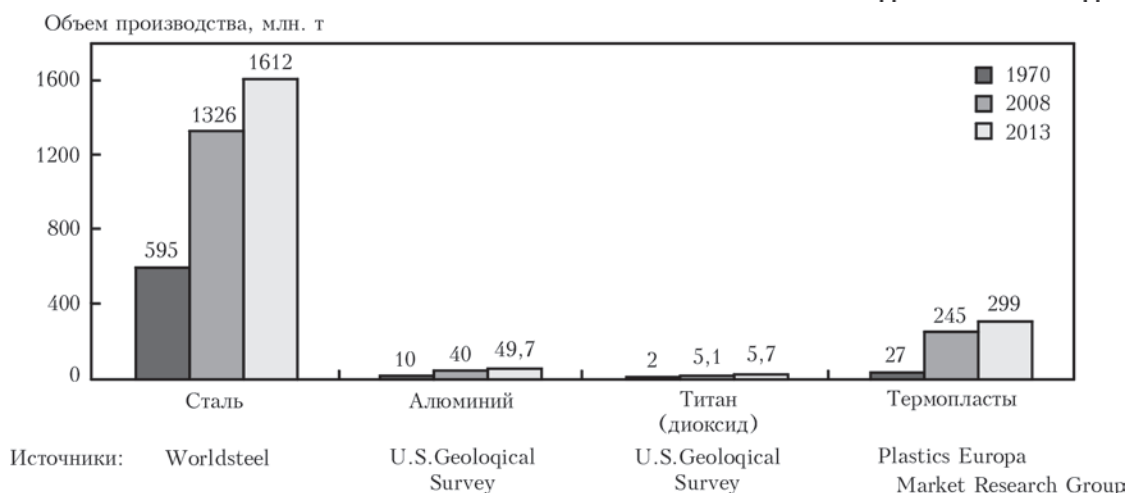


Рис. 1. Мировое производство основных конструкционных материалов в 1970, 2008, 2013 гг.

зительно на 60 % по отношению к уровню 2009 г. Мировое производство титановой губки в 2013 г. составило порядка 222 тыс. т [5].

Несмотря на значительный рост потребления цветных, неметаллических и композитных материалов сталь является бесспорным лидером на рынке конструкционных материалов. Объем производства стали превосходит более чем в 4 раза суммарный объем производства других конструкционных материалов [6].

По данным World Steel Association (WSA), мировое производство стали за 2014 г. выросло на 1,2 % по сравнению с 2013 г. и достигло 1 662 млн т. В 2014 г. самый высокий рост по производству стали показал Ближний Восток. Здесь темпы роста составили 7,7 %. Аналогичный показатель в странах ЕС равняется за 2014 г. 1,7 %, в США — 1,7 %, Китае — 0,9 %, Азии — 1,4 %.

Годовое производство стали в Азии за 2014 г. составило 1 132,3 млн т, а в Китае — 822,7 млн т. Доля КНР в мировом стальном производстве снизилась с 49,7 % в 2013 г. до 49,5 % в 2014 г. Япония произвела за год 110,7 млн т, Южная Корея — 71 млн т, Индия — 83,2 млн т.

Страны ЕС увеличили производство стали в 2014 г. на 1,7 % или до 169,2 млн т. В Германии производство стали по сравнению с 2013 г. возрос-

ло на 0,7 % — до 42,9 млн т; Франции — 16,1 млн т, что выше на 2,9 %. В 2014 г. производство стали в США составило 8,3 млн т, что на 1,7 % выше уровня прошлого года [7].

Продолжается процесс сокращения производственных мощностей по выплавке стали в странах Западной Европы, США, Японии и их рост в странах Азии (Китай, Индия) и странах Среднего Востока. На рис. 2 приведены данные, характеризующие изменения регионального распределения мировой структуры мощностей по выплавке стали за 10 лет в период 2005–2015 гг.

Изменения, произошедшие в распределении производственных мощностей по выплавке стали отразились на мировой региональной структуре производства стали (рис. 3). По данным OECD доля Северной Америки и ЕС в структуре производства стали сократилась соответственно с 10 и 16 % в 2007 г. до 8 и 10 % в 2013 г. При этом доля стран Азии возросла с 56 в 2007 г. до 67 % в 2013 г.

Мировое потребление стали в 2013 г. превысило 1,5 млрд т. По оценке специалистов World Steel Association мировое потребление стали в 2014 г. увеличилось на 1,5...2,0 % — до 1,562 млрд т, а в 2015 г. возрастет еще на 2 % — до 1,594 млрд т [7].

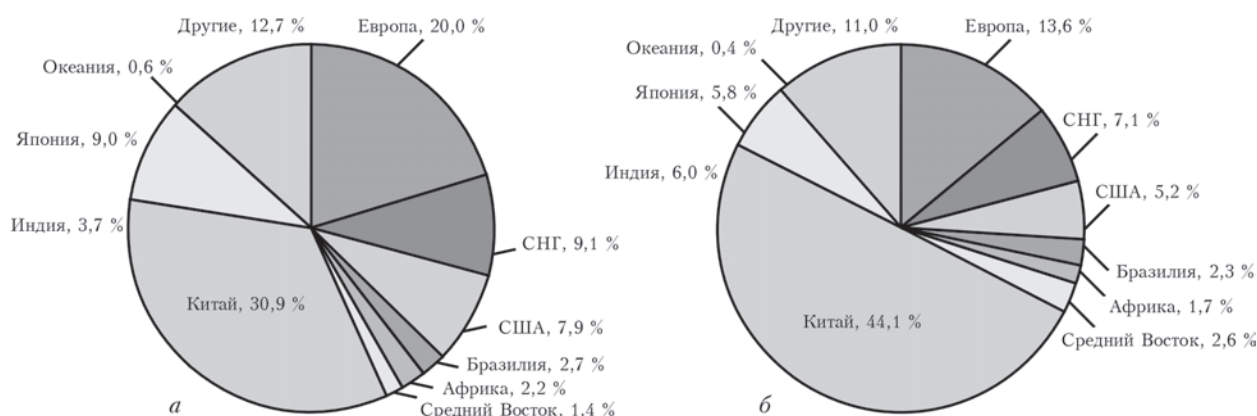


Рис. 2. Региональное распределение мощностей по производству стали в 2005 г. (а) и прогноз на 2015 г. (б)

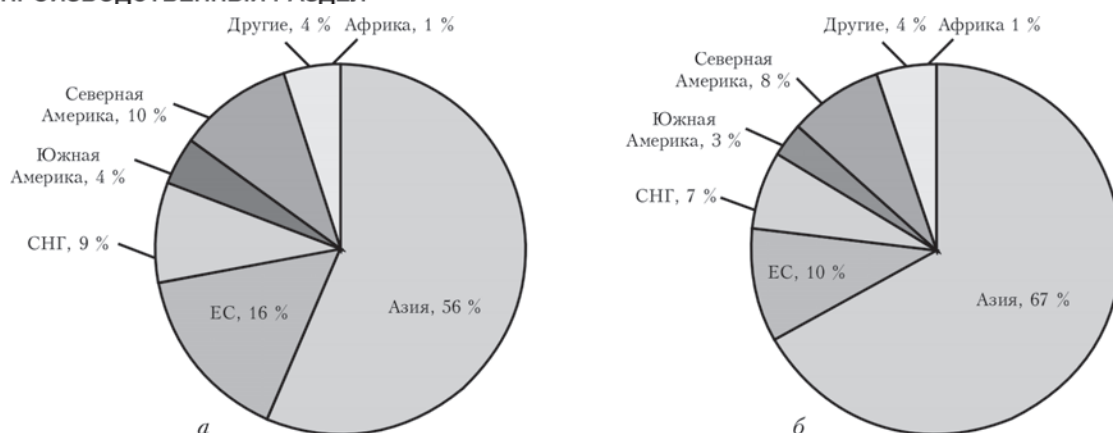


Рис. 3. Региональное распределение мирового производства стали в 2007 г (а) и 2013 г (б)

Как известно, более 2/3 стальной продукции перерабатывается с использованием технологий соединения, преимущественно сварки. Объем и структура потребления стальной продукции по видам продукции, отраслям промышленности, географическим регионам определяют объем и структуру рынка сварочной техники.

Наглядно продемонстрировать влияние изменения потребления стали на объем продаж сварочных материалов можно на примере данных объема потребления стали и сварочных материалов Японии — одного из мировых лидеров по производству и потреблению стали и сварочных материалов (рис. 4) [7, 8].

В 2011 г. основными потребителями стали в промышленном производстве являлись строительство (60 % общего потребления), машиностроение (17 %), транспорт, включая строительство трубопроводов (19 %). Прогнозируется, что в 2025 г. основными потребителями стали будут строительство (68 % мирового потребления), машиностроение (13 %) и строительство трубопроводов (9 %). Их суммарная доля превысит 90 % мирового потребления стали. На рис. 5 приведены данные потребления стали в основных отраслях производства в 2011 г. и прогноз на 2025 г [6, 7].

Строительная отрасль вносит весомый вклад в мировую и региональные экономики. В 2011 г. в мировой строительной отрасли потребление стали составило 845 млн т — 60 % всего мирового объ-

ема потребления стали. Ожидается, что в 2025 г. объем потребления стали в строительстве составит 64 % всего мирового объема потребления стали и достигнет 1506 млн т. При этом в структуре мировой прибавочной стоимости, создаваемой в отрасли, доля стран Северной Америки составит 18,3 %, ЕС — 10,8 %, Японии — 6,2 %, Китая — 24 %. Ежегодный рост прибавочной стоимости, создаваемой в строительной отрасли Китая, будет составлять 5,9 %, Индии — 8,1 % [6, 7].

Мировое потребление стали в энергетике составляет порядка 31 млн т. По оценке Metal Bulletin Research в период до 2025 г. этот показатель не изменится, но произойдут сдвиги в структуре потребления стали отдельных секторов отрасли. Ожидается снижение потребления стали в угледобывающем секторе с 17 до 16 млн т, при этом доля потребления стали снизится с 56 до 51 %. Прогнозируется также рост на 3 % потребления стали в секторе гидроэнергетики. В период до 2025 г. объем потребления стали в данном секторе достигнет 4 млн т. На рис. 6 приведены данные мирового потребления стали в отраслях энергетики в 2011 г. и прогноз на 2025 г. [6, 7].

На долю отрасли транспортного машиностроения в 2011 г. приходилось 19 % общемирового потребления стали, что составило 275 млн т. В период до 2025 г. ожидается ежегодный рост потребления стали в данной отрасли на уровне 2,7 %, при этом доля потребления стали отрасли

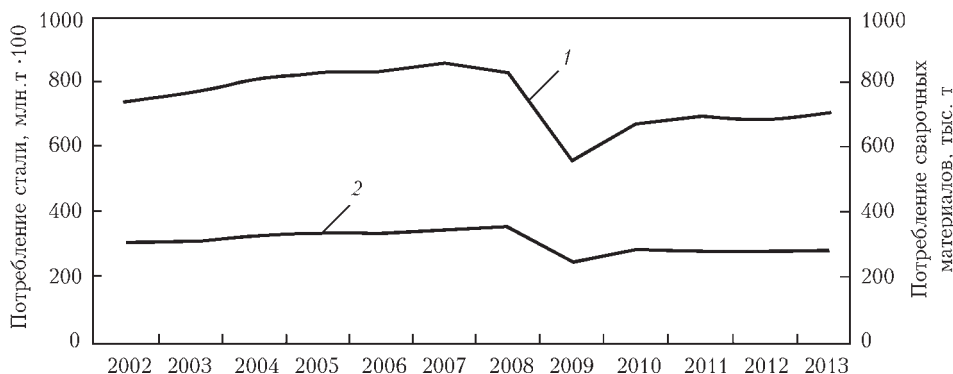


Рис. 4. Изменения потребления стали (1) и сварочных материалов (2) в Японии (2002–2013 гг.)

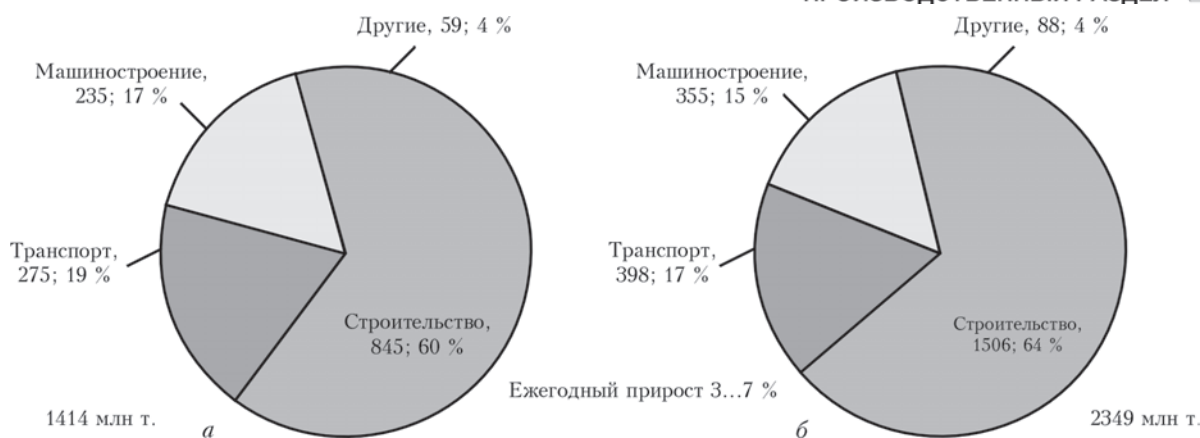


Рис. 5. Отраслевая структура потребления стали в мире в 2011 г. (а) и прогноз на 2025 г. (б) (потребление стали — млн т, доля — %)

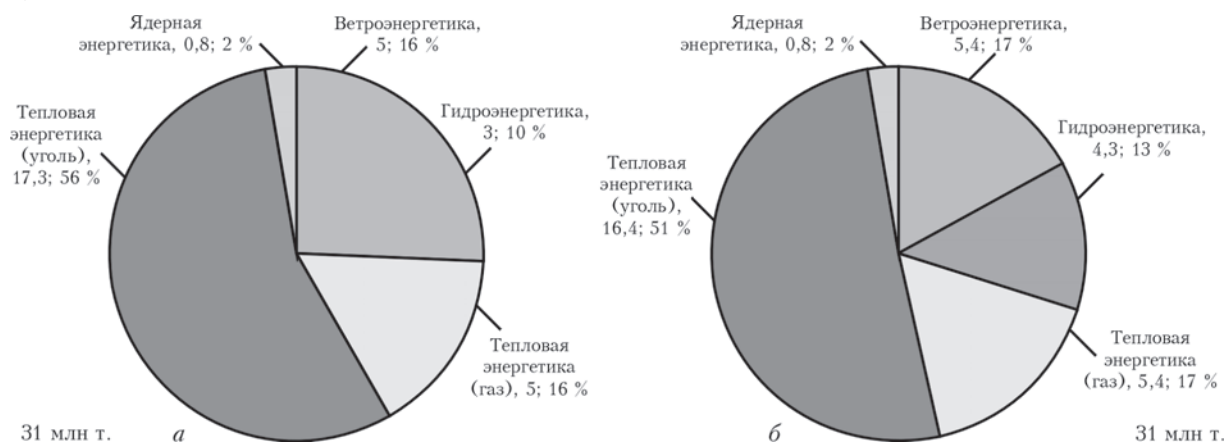


Рис. 6. Мировое потребление стали в отраслях энергетики в 2011 г. (а) и прогноз на 2025 г. (б) (потребление стали — млн т, доля — %)

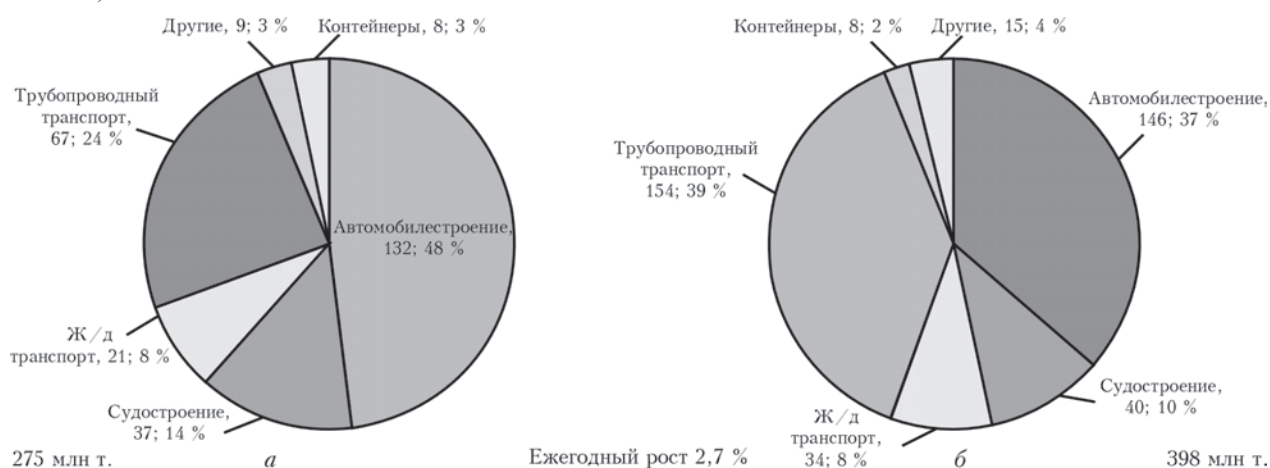


Рис. 7. Мировое потребление стали в отрасли транспортного машиностроения в 2011 г. (а) и прогноз на 2025 г. (б) (потребление стали — млн т, доля — %)

транспортного машиностроения сократится до 17 %, а объем потребления вырастет до 398 млн т. Основными потребителями стали в транспортном машиностроении являются сектор строительства трубопроводов и автомобилестроение. На их долю приходится три четверти всего потребления стали в отрасли. На рис. 7 приведена мировая структура потребления стали в отрасли транспортного машиностроения в 2011 г. и прогноз на 2025 г. [6, 7].

Сталь является краеугольным камнем и двигателем мировой экономики. В долгосрочной перспективе объемы потребления стали будут расти, особенно в развивающихся странах, где темпы роста металлоемких отраслей промышленного производства и урбанизации населения значительно выше, чем в развитых странах, что обеспечивает значительный вклад в потребление стали. Росту потребления стали как одного из основных конструкционных материалов, способствует также



расширение применения в промышленном производстве и городском строительстве передовых энергосберегающих и экологически эффективных технологий, которые невозможно осуществить на основе старого изношенного оборудования, требующего замены.

Мировой рынок сварочной техники. Мировой рынок техники соединения и обработки материалов, традиционно именуемый рынком сварочной техники, продолжает уверенно расти. Этот факт отмечают в своих ежегодных и аналитических отчетах транснациональные компании — мировые лидеры производства сварочной техники (Lincoln Electric, Colfax (ESAB, Victor Technologies Group), ITW и др.), а также ведущие аналитические компании: BCC Research, Transparency Market Research, Frost & Sullivan.

Рынок сварочной техники весьма разнообразен по своему составу. Его натуральная и стоимостная оценка зависит от номенклатуры товаров и услуг, которые охватывает тот или иной анализ. Большинство аналитических компаний в состав товаров сварочного рынка включают сварочные материалы, оборудование, газы для сварки и резки, средства индивидуальной защиты и защиты окружающей среды, сварочные аксессуары. Компании — производители сварочной техники, анализируя объем мирового сварочного рынка, прежде всего, оценивают его, исходя из номенклатуры выпускаемой продукции. Например, компания ESAB при оценке рынка, в состав номенклатуры сварочного оборудования включает средства автоматизации, информатизации и роботизации, а в номенклатуру сварочных материалов как отдельную позицию, специальные сварочные материалы: для сварки специальных марок сталей и сплавов, алюминия и др. Также при оценке мирового рынка сварочной техники существенную роль играет оценка рынков конечных потребителей сварочной техники и региональных рынков. Поэтому полнота охвата экономико-статистических

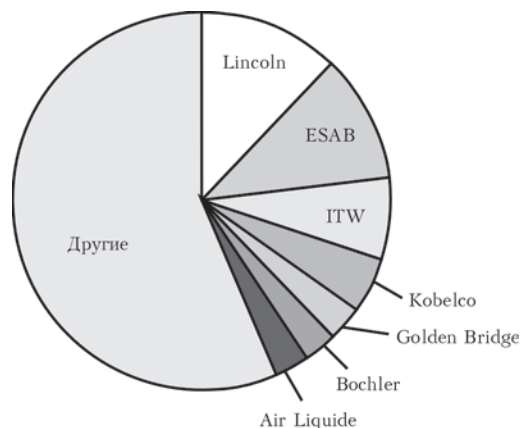


Рис. 8. Основные производители на мировом рынке сварочной техники в 2014 г.

показателей при оценке рынка сварочной техники оказывает существенное влияние на итоговую оценку, что объясняет разброс значений показателей при оценке объема мирового рынка сварочной техники различными компаниями. Ниже приведены данные анализа текущего состояния и прогноз развития мирового рынка сварочной техники, опубликованные в аналитических отчетах ведущих мировых фирм — производителей сварочной техники и аналитических компаний, специализирующихся на анализе рынка сварочной техники.

В настоящий период продолжается процесс глобализации рынка сварочной техники: концентрация капитала (слияние компаний, поглощение крупными компаниями более мелких товаропроизводителей), перемещение капитала и рабочей силы в масштабах всей планеты, стандартизация

Таблица 1. Структура мирового потребления основных типов сварочных материалов в 2011 и 2013 гг.

Сварочные материалы	Объем потребления, доля			
	2011		2013	
	тонны	%	тонны	%
Покрытые электроды	2442700	41,1	2389300	38,0
Проволока для сварки под флюсом	669000	11,3	706200	11,2
Сплошная проволока	2085200	35,1	2324400	37,0
Порошковая проволока	748700	12,6	863700	13,8
Всего	5945600	100,0	6283600	100,0

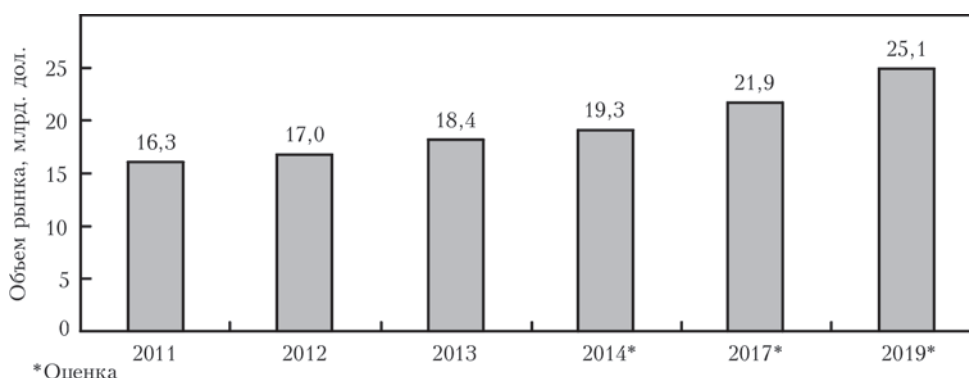


Рис. 9. Мировой рынок сварочного оборудования и материалов, включая сварочные газы, средства защиты сварщика и окружающей среды, аксессуары и сварочные роботы

технологических процессов и др. Капитал и производственные мощности все больше перемещаются в страны Азии, Южной Америки и Ближнего Востока. Почти половину мирового рынка сварочной техники контролирует семь транснациональных компаний, среди которых бесспорными лидерами на протяжении уже многих десятилетий является Lincoln Electric (14 % рынка), ESAB (13 %) и ITW (8 %). Суммарный объем продаж в стоимостном выражении этих трех компаний превышает 30 % мирового рынка сварочной техники.

По оценке ведущих аналитических компаний стоимостный объем рынка сварочной техники в 2013 г. составлял от 17 до 24 млрд дол. Согласно прогнозу BCC Research в 2019 г. объем рынка превысит 25 млрд дол., а по оценке Transparency Market Research рынок сварочной техники в 2020 г. составит около 24 млрд дол. По данным этих компаний в период 2014–2019 гг. ожидается ежегодный рост рынка на уровне 4,5...5,3 % [9, 10].

На рис. 9 приведены данные оценки объема мирового рынка сварочной техники экспертно-аналитической компании BCC Research.

По оценке компании ESAB мировой рынок сварочной техники в 2012 г. составлял около 21 млрд дол., 2013 г. — 24 млрд дол., 2014 г. — 25 млрд дол. Компания ESAB, анализируя мировой рынок сварочной техники, исходит из оценки рынков присадочных материалов, в том числе для сварки среднелегированных сталей и сплавов, а также сварки алюминиевых сплавов; оборудования и аксессуаров, включая сварочные машины, оборудование для ручной плазменной сварки и резки, аппаратуру для газовой сварки и резки и персональные средства защиты; автоматизированные сварочные системы, роботы и робототехнические комплексы; машины для резки, включая автоматизированные столы и системы для резки [11].

Эксперты компании Victor Technology Holdings, In., которая, как и ESAB входит в глобальную корпорацию Colfax Corporation, оценили в 2013 г. мировой рынок техники для сварки и

резки приблизительно в 15,9 млрд дол. При этом они рассматривали три основных продуктовых сегмента:

- товары для резки, в который включены: оборудование для газовой резки, регуляторы газового контроля, системы плазменной резки и строжки угольным электродом;
- оборудование и аксессуары для дуговой сварки;
- материалы для сварки, наплавки и пайки.

По оценке экспертов компании Victor Technology Holdings, In., рынок материалов для сварки и наплавки в 2013 г. составлял более половины мирового рынка сварочной техники. В период 2007–2013 гг. доля этого сегмента рынка колебалась от 50 до 57 %. Доля рынка сварочного оборудования в этот же период практически не изменялась и составляла 24 %. В целом структура мирового рынка сварочной техники в период 2007–2013 гг. была достаточно стабильна и значительных колебаний в структуре потребления отдельных видов продукции отмечено не было (рис. 10) [11].

Согласно данным японского издания Japan Welding News for the World объем мирового потребления сварочных материалов в 2013 г. составил 6,3 млн т. В структуре мирового потребления сварочных материалов основную долю составляет потребление покрытых электродов (38 %) и сплошной проволоки (37 %). В табл. 1 приведены данные мирового объема потребления основных типов сварочных материалов в количественном выражении и доля их потребления в мире в 2011 и 2013 гг. [12, 13].

Как видно из таблицы, помимо увеличения общего объема мирового потребления сварочных материалов, продолжается тенденция сокращения потребления покрытых электродов и роста потребления сплошной и порошковой проволоки, что свидетельствует о повышении уровня механизации и автоматизации процессов дуговой сварки.

Аналитической компанией BCC Research был проведен анализ мирового рынка сварочной техники в разрезе ключевых технологических сегментов, в числе которых представлены дуговая



Рис. 10. Структура мирового рынка сварочной техники в объеме основных видов продукции в 2013 г.



Рис. 11. Технологии сварки на мировом рынке сварочной техники в 2013 г. (стоимостная структура)



сварка, сварка сопротивлением, газокислородная, лазерная сварка и другие. В анализ рынка включены данные объема рынка сварочного оборудования и материалов, различных газов для сварки, средств индивидуальной защиты и защиты окружающей среды, сварочных роботов и аксессуаров. В 2013 г. по данным компании BCC Research объем мирового рынка сварочного оборудования и материалов составил 18,4 млрд дол. На рис. 11 представлена стоимостная структура мирового рынка сварочного оборудования и материалов техники в разрезе технологических сегментов рынка сварочной техники по оценке аналитической компании BCC Research [9].

Дуговая сварка традиционно доминирует на рынке сварочной техники. За последние 20 лет ее доля на мировом рынке сократилась всего на 3...5 %, несмотря на значительное расширение применения в промышленном производстве лучевых и других специальных процессов соединения материалов. По оценке экспертов компаний Lincoln Electric и Frost & Sullivan рынок техники для дуговой сварки в 2014 г. составит около 20 млрд дол. при ее ежегодном росте 6 % [14, 15].

По оценке аналитической компании Frost & Sullivan рынок техники для различных видов сварки сопротивлением достиг в 2013 г. 570 млн дол. Прогнозируется, что объем рынка в 2014 г. составит 640 млн дол. при ежегодном росте на 5,1 %, в период 2014–2019 гг. достигнет в 2019 г. и составит 820 млн дол. [16].

Продолжается рост мирового рынка сварочного оборудования как в стоимостных, так и натуральных показателях. По данным издания Japan Welding News for the World в период 2010–2013 гг. мировой рынок оборудования для дуговой и контактной сварки ежегодно растет на 14...15 %. В табл. 2 приведены данные этого рынка сварочного оборудования в натуральном выражении и их доля в 2011 и 2012 гг. [17, 18].

В 2011 г. мировой рынок оборудования для дуговой и контактной сварки составлял 1178,61 тыс. ед., а в 2012 г. — 1355,55 тыс. ед., из которых около 96 % — это машины и аппараты для дуговой сварки. Рост продаж на рынке сварочного оборудования в период 2011–2012 гг. составил порядка 15 %, при этом следует отметить, что продажи оборудования для контактной сварки на рынке возросли на 20 %.

За период 2009–2014 гг. региональная структура рынка сварочной техники претерпела значительные изменения. Рынок сварочной техники, как и рынок конструкционных материалов (стали, алюминия и др.) продолжил смещение в ази-

Таблица 2. Мировой рынок оборудования для дуговой и контактной сварки в 2011 и 2012 гг.

Сварочное оборудование	Объем потребления, доля			
	2011		2012	
	тыс.ед.	%	тыс.ед.	%
для дуговой сварки	1133,65	96,2	1301,70	96,0
для контактной сварки	44,96	3,8	53,85	4,0
Всего	1178,61	100,0	1355,55	100,0

атский регион. Позитивная тенденция была отмечена на сварочном рынке Китая, Индии, Тайваня, стран ASEAN. Доля стран азиатского региона в 2014 г. на мировом рынке сварочной техники возросла до 42 %, в основном за счет роста рынков Китая и Индии. Отмечен также рост продаж на рынках стран Среднего Востока (Иран), Северной Америки (Мексика) и Южной Америки (Бразилия) на 2 %. Несколько сократился американский, европейский и японский рынок сварочной техники.

В настоящее время основными региональными сегментами рынка сварочной техники являются Азия — 42 % объема рынка, Америка — 31 %, Европа, Россия, Ближний Восток и Африка — 27 %.

Основными отраслями — потребителями сварочной техники являются строительство, транспорт, энергетика (включая нефте- и газодобывающую промышленность, электроэнергетику, нефтехимическую промышленность, производство труб и строительство трубопроводов и др.). На рис. 12 представлена отраслевая структура мирового рынка сварочной техники, согласно данным компании ESAB [19].

По оценкам аналитических компаний Frost&Sullivan и Transparency Market Research в настоящее время растет потребление сварочной техники в секторе промышленного и гражданского строительства, грузового транспорта, автомобилестроения и энергетики, в частности, ветроэнергетики. При этом такие отрасли, как



Рис. 12. Мировой рынок сварочной техники. Распределение по основным отраслям промышленности в 2014 г.



энергетика, строительство и автомобилестроение характеризуются как основные движущие силы мирового рынка сварочной техники.

По данным компании Frost&Sullivan в 2011 г. объем рынка сварочного оборудования и материалов на мировом рынке отрасли энергетики составил 445,5 млн дол. В период до 2017 г. прогнозируется, что объем рынка сварочной техники в отрасли энергетики достигнет 578,7 млн дол., при этом его ежегодный рост будет составлять 3,8 %.

Незначительный рост рынка сварочной техники в таких отраслях, как судостроение, аэрокосмическая и оборонная являются сдерживающим фактором развития мирового рынка сварочной техники.

Наиболее перспективным сегментом рынка сварочной техники по оценкам экспертов (ESAB, Frost&Sullivan) является ветроэнергетика. Инвестиции в сварочное оборудование этого сегмента рынка постоянно возрастают. По оценке специалистов ESAB на каждый вновь вводимый мегаватт мощности требуется 700 кг сварочных материалов и 600 кг сварочного флюса. Данный сегмент рынка имеет хорошие перспективы для дальнейшего роста [19].

В настоящее время доля мирового производства энергии с использованием ветроэнергетических установок не превышает 2 %. Однако темпы роста мощностей постоянно увеличиваются, особенно в странах с растущей экономикой Тихоокеанского региона Азии.

Эксперты фирмы Frost & Sullivan в своих исследованиях отмечают также увеличение объема продаж сварочной техники в секторе ремонта и восстановления. Объем продаж в данном сегменте рынка сварочного оборудования и материалов в 2010 г. превышал 2,2 млрд дол., а его ежегодный рост в период до 2017 г. прогнозируется на уровне 4 %.

Анализ последних тенденций на рынке сварочной техники показывает, что будущее развитие сварочной техники будет определяться потребностью:

– сокращения производственных затрат и повышения производительности, так как тенденция роста заработной платы, повышения стоимости материалов для производства сварочных материалов и сварочной техники, а также увеличения расходов на энергетические и топливные ресурсы будет продолжена в будущем;

– совершенствования сварных конструкций и снижения массы наплавленного металла шва;

– роста применения в сварных конструкциях материалов, в частности, сталей и сплавов с более высокими прочностными показателями, а также легких материалов;

– повышения требований к надежности и качеству сварных конструкций;

– повышения уровня механизации и автоматизации процесса дуговой сварки;

– увеличения применения, где это возможно, автоматизированных и роботизированных процессов сварки;

– расширения использования новых способов сварки с использованием энергии с высоким уровнем концентрации (лазерной, электронно-лучевой), сварки трением и других процессов.

1. Рынок конструкционных пластмасс достигнет 90 млрд. долларов // <http://plastics.ru/index.php>
2. Рынок композиционных материалов к 2020 году может вырасти в 10 раз // <http://www.rg.ru/2012/09/18/materiali.html>
3. Еацевман М. Полимерные композиты и локализация // The Chemical J.I. – 2013. – № 1. – С. 66–69.
4. World Aluminium // <http://www.world-aluminium.org/statistics/>
5. Краткий анализ мирового рынка титана 2013/2014 // http://www.metalresearch.ru/world_titanium_analysis_2014.html
6. Outlook for the steel market// Sherpa group meeting. – Bruxelles. – 13 March 2014. – 35 p.
7. World Steel Association// <http://www.worldsteel.org>
8. What Does 2012 Hold for the Japan's Welding Industry? // The Japan Welding News for the World. – 2012. – 16, № 58. – P. 1.
9. Global market for welding products to reach \$25.1 billion by 2019 // <http://www.bccresearch.com>
10. Welding Products Market is set to reach USD 23.78 billion by 2010// <http://www.rtransparencymarketresearch.com>
11. Victor Technology Group, Inc. Annual report 2013// <http://www.victortechnologies.com/>
12. General Description for Welding Consumables // The Japan Welding News for the World. – 2014. – № 67. – P. 4–5.
13. General Description for Welding Consumables Market // Ibid. – 2012. – № 59. – P. 5–6.
14. Study Sees Arc Equipment, Consumables Rising to \$20 Billion// <http://Welding design.com>.
15. Stopki John M., Petrella Vincent K. Lincoln Electric Holdings, Inc. Update // KeyBanc Industrial, Automotiv, and Transportation Conference. – 2013. – May 29. – 37 p.
16. Welding Equipment and Supplies: The Global Market – Focus on Resistance Welding // <http://marketwatch.com>
17. Worldwide demand for welding machines // The Japan Welding News for the World. – 2013. – № 64. – P. 4.
18. General Description for Welding Machine's Market // Ibid. – 2011. – № 55. – P. 5–6.
19. COLFAX. Journey Toward Excellence Investor day December 17, 2013// <http://www.colfaxcorp.com>.

Поступила в редакцию 21.04.2015



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ЛАЗЕРНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ СОСТОЯЛАСЬ В УКРАИНЕ

14-18 сентября 2015 г. в Одессе на базе пансионата «Курортный» состоялась 7-я Международная конференция «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов» (LTWMP-2015), организованная ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, НИИ лазерной техники и технологии НТТУ «КПИ», Лазерным центром Дзеньзянского технологического университета и Международной Ассоциацией «Сварка». Сопредседатели Программного комитета — академик Б.Е. Патон и проф. В.С. Коваленко. Начиная с мая 2003 г. эта конференция стала традиционной и собирает каждые два года экспертов-лазерщиков из разных стран мира. В работе конференции приняло участие более 40 ученых и специалистов из Украины и Китая, а также специалисты с заочным участием из Германии, Польши и Испании. Конференция была организована в виде пленарных и стендовых сессий. Рабочие языки конференции русский, украинский и английский — был обеспечен синхронный перевод докладов. Во время пленарных и стендовых сессий было рассмотрено 33 доклада.

Открыл конференцию обзорный доклад проф. В.С. Коваленко «Развитие 3D аддитивных технологий в современной промышленности» (НИИ лазерной техники и технологии НТТУ «КПИ», Киев, Украина). В докладе было отмечено, что в настоящее время наибольшее количество продукции изготавливается с использованием таких классических технологий, как литье, сварка,ковка, штамповка, мехобработка и т.д.

В то же время в последнее десятилетие предложена новая и совершенно оригинальная технология 3D-печати и быстрого прототипирования. В таких технологиях сочетаются три основных фактора: материал (металлический лист или порошок, полимер твердый или жидкий, бумага, древесина и т.д.), энергия (лазер, электронный луч, электрический разряд, поток плазмы и т.д.) и математическая модель будущего изделия.

Теоретическому анализу физических процессов, протекающих при лазерной и гибридной сварке, был посвящен ряд докладов проф. И.В. Кривцуна с коллегами из Украины, Германии и Китайской народной республики.

Были представлены также доклады по применению лазеров в медицине.

Отметим некоторые из докладов, которые дают представление о затрагиваемых на конференции проблемах:

— «Продвижение исследований в области технологий сверхзвукового лазерного напыления» *Jianhua Yao*¹, *В.Коваленко*^{1,2} (¹Лазерный центр Дзеньзянского технологического университета, КНР, ²НИИ лазерной техники и технологии НТТУ «КПИ», Киев Украина);

— «Взаимодействие пучка CO₂ лазера с плазмой электрической дуги при гибридной (ТИГ+лазер) сварке» *И. Кривцун*¹, *И. Крикент*¹, *В. Демченко*¹, *У. Рейсген*², *А. Забиров*², *О. Мокров*² (¹ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина; ²Институт сварки и соединений, Аахен, Германия);

— «Повышение эффективности гибридной сварки алюминиевых сплавов» *И.В. Кривцун*^{1,2}, *В.Н. Сидорец*², *В.Ю. Хаскин*², *В.Н. Коржик*^{1,2}, *А.И. Бушма*², *Luo Ziyi*¹ (¹Гуандонский Генеральный научно-исследовательский институт промышленных технологий (Гуанчжоуский научно-исследовательский институт цветных металлов), КНР; ²ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина);

— «Микроструктура и износостойкость композитных WC/SS316L покрытий, полученных сверхзвуковым лазерным напылением» *Bo Li*, *Zhihong Li*, *Lijing Yang*, *Jianhua Yao* (Исследовательский центр лазерных процессов и технологий, Чжэцзянский университет технологий, Ханчжоу, КНР);

— «Лазерная ручная установка для сварки изделий железнодорожного транспорта» *В.Д. Шелягин*¹, *В.А. Курило*¹, *И.В. Шуба*¹, *А.В. Бернацкий*¹, *Ванг-Чуншен*², *Ван Динда*³, *Чжен Шухуей*³ (¹ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина; ²Чанчунский вагоностроительный завод, Чунчунь, КНР; ³Китайско-российский технопарк, Чунчунь, КНР);

— «Влияние электромагнитного поля на металлическую матрицу композитных слоев, усиленных частицами WC, посредством ввода полученного лазером расплава» *Wang Liang*, *Yong Hu*, *Shiyong Song*, *Sanpin Lai*, *Jianhua Yao* (Исследовательский центр лазерных процессов и технологий, Чжэцзянский университет технологий, Ханчжоу, КНР);

— «Проплавление металла при ТИГ, лазерной и гибридной (ТИГ + лазер) точечной сварке. Часть 1 — Экспериментальное исследование» *И. Крив-*



цун^{1,2}, В. Абдулах², М. Свиржевская¹, У. Рейсген³, Б. Герхардс³ (¹НТТУ «КПИ», Киев, Украина; ²ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина; ³Институт сварки и соединений, Аахен, Германия);

– «Проплавление металла при ТИГ, лазерной и гибридной (ТИГ + лазер) точечной сварке. Часть 2 — Математическое моделирование» И. Кривцун¹, К. Хубаиев¹, И. Крикент¹; А. Семенов¹, У. Рейсген², А. Забиров² (¹ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина; ²Институт сварки и соединений, Аахен, Германия);

– «Особенности синергетической активации лазерной сварки сталей с помощью аргоновой дуги с вольфрамовым электродом (TIGAL процесс)» Д.В. Коваленко¹, И.В. Кривцун¹, И.В. Коваленко¹, У. Райсген², Б. Герхардс², А. Забиров² (¹ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина; ²Институт сварки и соединений, Аахен, Германия);

– «Результаты совместного исследования по применению наплавки лазером при производстве деталей» В. Коваленко^{1,2}, J. Yao¹, Н. Анякин², Q. Zang¹, R. Zhuk², Н. Hu¹ (¹Лазерный центр Дзеньянского технологического университета, КНР; ²НИИ лазерной техники и технологии НТТУ «КПИ», Киев Украина);

– «Разработка технологии лазерной сварки корпусных элементов грузовых железнодорожных вагонов» В.Д. Шелягин¹, В.Ю. Хаскин¹, А.В. Бернацкий¹, А.В. Сиора¹, А.Н. Палагеша¹, А.Ю. Тунник¹, Е.И. Гончаренко¹, А.Д. Чепурной² (¹ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина; ²Научно-инженерный центр УК «РТХ», Мариуполь, Украина);

– «Плазма + лазер — новые возможности плазменно-порошковой наплавки» А.И. Сом¹, И.В. Кривцун² (¹ООО фирма «Плазма-Мастер Лтд», Киев, Украина; ²ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина);

– «Экспериментальное исследование гибридного лазерного процесса при комбинировании дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе с CO₂- или Yb:YAG-лазерным пучком»

И. Кривцун¹, У. Рейсген², Б. Герхардс², А. Забиров² (¹ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина; ²Институт сварки и соединений, Аахен, Германия);

— «Гибридная лазерно-дуговая сварка алюминиевых сплавов» В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, А.В. Бернацкий, А.В. Сиора, А.Н. Палагеша (ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина).

По завершению конференции был проведен круглый стол «Перспективные направления развития в области лазерных технологий», на котором обсуждались актуальные проблемы развития лазерных технологий и особенности физических явлений, протекающих при взаимодействии лазерного излучения и плазмы при реализации гибридных технологий на основе энергии лазерного излучения.

К открытию конференции был издан сборник тезисов с программой конференции. К концу 2015 г. будут изданы труды конференции LTWMP-2015. Труды предыдущих конференций LTWMP-2003, 2005, 2007, 2009, 2011 и 2013 можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка» или получить в открытом доступе на сайте издательства ИЭС им. Е.О. Патона по ссылке: <http://patonpublishinghouse.com/eng/proceedings/ltwmp>.

Доброжелательная, гостеприимная, творческая обстановка конференции способствовала развитию полезных дискуссий, установлению деловых контактов. Участники конференции выразили единодушное одобрение предложению о проведении следующей, восьмой Международной конференции по лазерным технологиям в сварке и обработке материалов (LTWMP-2017), в середине сентября 2017 г. в Одессе, Украина.

Организационный комитет выражает благодарность и признательность компании «Технологии высоких энергий», Киев, Украина за благотворительную помощь, оказанную для проведения Седьмой Международной конференции «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов».

А.Т. Зельниченко, канд. физ.-мат. наук



В АССОЦИАЦИИ «ЭЛЕКТРОД»*

7 октября 2015 г. в Москве во время прохождения ежегодной международной выставки «Weldex/Рос-сварка-2015» состоялось заседание Совета ассоциации «Электрод»*(АЭ) в расширенном составе. В нем приняли участие свыше 25 руководителей и главных специалистов ряда предприятий-произ-

водителей сварочных материалов России и Украины, сырья для производства электродов.

Среди них: ООО «Техпром», ООО «Электрод Бор», ОАО «ММК-МЕТИЗ», ПК «Хобэкс-электрод», ООО «Новооскольский электродный завод», ООО «Уральский электродный завод», ООО «ТМ.ВЕЛТЕК», ЗАО «Завод сварочных материалов», ООО «Ротекс», ООО «Ижорские сварочные материалы», ООО «Высокие технологии», ООО

* С информацией о деятельности ассоциации «Электрод» можно ознакомиться на сайте <http://association-electrode.com>.



«Мелдис-Ферро», ООО «КЕРАМГЛАС», ООО «Амарис», а также представители ИЭС им. Е.О. Патона, ассоциации «НацПромСварка», НАКС и ИФПМ СО РАН. В начале заседания присутствующие тепло поздравили Президента ассоциации «Электрод» *Палиевскую Е.А.* с вручением ей Почетной грамоты правительства Москва за успехи в работе и в связи с юбилеем. Представителю ООО НТЦ «Пигмент» (г. Челябинск) было вручено свидетельство о приеме организации в члены ассоциации «Электрод».

В ходе заседания был сделан отчет о деятельности АЭ в 2015 г. ее Президентом *Е.А. Палиевской* (г. Москва) и Исполнительным директором *В.Н. Липодаевым* (г. Киев). Это, прежде всего, подготовка, организация и проведение в ИЭС им. Е.О. Патона международной конференции «НАПЛАВКА-НАУКА. ПРОИЗВОДСТВО-ПЕРСПЕКТИВЫ» (15–17 июня 2015 г.); посещение двух ведущих предприятий по производству сварочных материалов в Украине (ООО «Фрунзе-Электрод» и ООО «ТМ. ВЕЛТЕК») с последующей подготовкой и публикацией в журнале «Автоматическая сварка» интервью с их руководителями *П.Н. Погребными* и *А.А. Голякевичем*; систематическая подготовка и рассылка членам АЭ подборки патентной и реферативной информации по теме «Сварочные материалы»; поддержка и регулярное обновление сайта АЭ с размещением на нем полезной для руководителей и специалистов АЭ информацией; активное участие в работе с НАКС в части подготовки Рекомендаций по применению РД 03-613-03; заключение соглашения о сотрудничестве АЭ с обществом сварщиков Украины и другое.

Д-р техн. наук. *З.А. Сидлин* (ООО «ТЕХПРОМ», ООО «ВТ») сообщил, что в результате длительной, настойчивой работы АЭ с Ростехнадзором РФ и НАКС, Комитетом по сварочным материалам НАКС были разработаны, утвержденные решением НТС НАКС 09.09.2015, новые Рекомендации по применению РД 03-613-03 «Порядок применения сварочных материалов при изготовлении, монтаже, ремонте и реконструк-

ции технических устройств для опасных производственных объектов». В этих Рекомендациях учтены предложения предприятий ассоциации «Электрод», направленные на упрощение процедур аттестации и снижение финансовых нагрузок на предприятия.

С.А. Штоколов (ОАО «НИИ по монтажным работам», руководитель аттестационного центра НАКС) высоко оценил вклад АЭ в разработку новых Рекомендаций к РД. Опыт сотрудничества НАКС со специалистами АЭ будет непременно использован в дальнейшей работе.

В выступлении канд. техн. наук *К.А. Ганусова* (НП «НацПромСвар») было высказано предложение о заключении соглашения с АЭ по организации в будущем совместных конференций и семинаров, координации усилий по лобированию национальных интересов производителей сварочных материалов и оборудования.

Д-р техн. наук *Ю.Н. Сараев* (ИФПМ СО РАН) рассказал о том, что 23 сентября 2015 г. в Томске в рамках Международной конференции «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций» прошло первое заседание регионального научно-технического совета «Сварка, родственные процессы и технологии» (Урал, Сибирь, Дальний Восток, Крайний Север, Казахстан). Среди представленных докладов: «Конкурентоспособность отечественных сварочных материалов» (*З.А. Сидлин*, Москва) и «Проблемы сырьевой базы производства покрытых электродов и внедрение новых компонентов» (*С.Л. Булатенко*, ООО «Герон», Томск). Там же было высказано обоюдное желание сотрудничества между РНТС «СРПТ» и ассоциацией «Электрод». Участникам заседания была представлена возможность ознакомления с современным испытательным центром ЗАО «Стройтрансгаз», а также с номенклатурой электродов, выпускаемых ООО «ВТ». С сообщением о состоянии производства проволок в России, применяемых для изготовления электродов, выступил д-р техн. наук *З.А. Сидлин*. В прениях по обсуждаемым вопросам выступили *В.А. Гришин* ПК «Хобэкс-Электрод», *А.Н. Бондаренко* (ООО «КЕРАМГЛАС»), *К.Р. Марабян* (ООО «АМАРИС»). Были высказаны пожелания двух последних компаний вступить в члены ассоциации «Электрод». Предложения были поддержаны.

В заключение *В.Н. Липодаев* и *В.А. Гришин* рассказали о подготовке к проведению в 2016 г. в Волгограде IX Международной конференции «Дуговая сварка. Материалы и качество», посвященной 50-летию 1-й послевоенной Всесоюзной конференции по сварочным материалам (1966 г.) и 25-летию ассоциации «Электрод».

Е.А. Палиевская, В.Н. Липодаев