



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Н. П. Алешин
МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ
Гуань Цяо
Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай
А. С. Зубченко
ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ
М. Зиниград
Ун-т Иудеи и Самарии, Ариэль, Израиль
В. И. Лысак
Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ
У. Райсен
Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия
Б. Е. Патон
ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина
Я. Пилярчик
Ин-т сварки, Гливице, Польша
О. И. Стеклов
РНТЦО, Москва, РФ
Г. А. Турчин
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ
В. Г. Фартушный
Общество сварщиков Украины, Киев

Учредители

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

Издается ежемесячно

Адрес редакции

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

Редакторы

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

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

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

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности
не несет.

Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Гайворонский А. А.* Сопротивляемость образованию холодных трещин металла ЗТВ сварного соединения высокопрочных углеродистых сталей 3
- Белявин А. Ф., Куренкова В. В., Федотов Д. А.* Долговечность наплавленных ремонтных швов на монокристалльном жаропрочном никелевом сплаве в условиях циклического окисления 13
- Шелягин В. Д., Маркашова Л. И., Хаскин В. Ю., Бернацкий А. В., Кушнарева О. С.* Лазерное и лазерно-микроплазменное легирование поверхности образцов из стали 38ХНЗМФА 26
- Коржик В. Н., Борисова А. Л., Гордань Г. Н., Лютик Н. П., Чайка А. А., Кайда Т. В.* Особенности структуры покрытий из порошковой проволоки системы Fe–Cr–Al, полученных в условиях сверхзвуковой электродуговой металлизации 33

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Нестеренков В. М., Бондарев А. А.* Электронно-лучевая сварка крупногабаритных толстостенных конструкций из сплавов магния 39
- Ефименко Н. Г., Атоженко О. Ю., Вавилов А. В., Кантор А. Г., Удалова Е. И.* Структура и свойства сварных соединений стали 15Х1М1ФЛ при исправлении дефектов литья способом поперечной горки 44
- Корсунов К. А., Ашихмина Е. А.* Анализ некоторых физико-технических характеристик ионно-плазменного покрытия (TiZr)N на лопатках ротора компрессора газотурбинного двигателя ТВЗ-117 49

ХРОНИКА

- Куцаку В. С. — 70 55
- К 100-летию со дня рождения В. В. Подгаецкого 56
- Открытие мемориальной доски 59
- Памяти В. И. Лакомского 60
- Памяти П. В. Гладкого 61

Информация

- TPS/i: новое поколение интеллектуальных сварочных систем 63
- Внешнеторговая «Фирма «ИНПАТ» ИЭС им. Е. О. Патона» сегодня 65
- Мобильная сварка от аккумулятора 67

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief
B. E. Paton

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

INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL

N.P. Alyoshin
N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia
Guan Qiao
Beijing Aeronautical Institute, China
A.S. Zubchenko
OKB«Gidropress», Podolsk, Russia
M. Zinigrad
College of Judea & Samaria, Ariel, Israel
V.I. Lysak
Volgograd State Technical University, Russia
B.E. Paton
PWI, Kyiv, Ukraine
Ya. Pilarczyk
Welding Institute, Gliwice, Poland
U. Reisgen
Welding and Joining Institute, Aachen, Germany
O.I. Steklov
Welding Society, Moscow, Russia
G.A. Turichin
St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia
V.G. Fartushnyi
Welding Society of Ukraine, Kyiv

Founders

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

Published monthly

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77
Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Editors

T. V. Yushchina, I. F. Sokolova
Electron galley
I. R. Naumova, A. I. Sulima, D. I. Sereda

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001
ISSN 0005-111X

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

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Gajvoronsky A. A.* Resistance to formation of cold cracks in
HAZ metal of welded joint of high-strength carbon steels 3
- Belyavin A. F., Kurenkova V. V., Fedotov D. A.* Life of deposited
repair welds on monocrystalline heat-resistant nickel alloy under
conditions of cyclic oxidation 13
- Shelyagin V. D., Markashova L. I., Khaskin V. Yu., Bernatsky A. V.,
Kushnareva O. S.* Laser and laser-microplasma alloying of
surface of steel 38KhN3MFA specimens 26
- Korzhik V. N., Borisova A. L., Gordan G. N., Lyutik N. P., Chaika
A. A., Kajda T. V.* Peculiarities of structure of coatings of Fe–Cr–Al
system flux-cored wire produced under the conditions of
supersonic electric arc metallization 33

INDUSTRIAL

- Nesterenkov V. M., Bondarev A. A.* Electron beam welding
of large-size thick-walled structures of magnesium alloy 39
- Efimenko N. G., Atozhenko O. Yu., Vavilov A. V., Kantor A. G.,
Udalova E. I.* Structure and properties of steel 15Kh1M1FL
welded joints in repair of casting defects by the transverse
humping method 44
- Korsunov K. A., Ashikhmina E. A.* Analysis of some physical
and technical characteristics of ion-plasma coating (TiZr)N
of TVZ-117 engine 49

BRIEF INFORMATION

- Kutsak V. S. is 70 55
- Towards the 100th birthday anniversary of V. V. Podgayetsky 56
- Opening of memorial board 59
- In memory of V. I. Lakomsky 60
- In memory of P. V. Gladkiy 61

INFORMATION

- TPS/i: New generation of intelligent welding systems 63
- Foreign Trade «Company «INPAT» of the E. O. Paton Electric
Welding Institute» today 65
- Mobile welding from accumulator 67

«Automaticheskaya Svarka» journal abstracted & indexed in Ukrainian refereed journal «Source», RJ VINITY «Welding» (Russia), «Welding Abstracts», ProQuest (UK), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (USA), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (France); Presented in Russian Science Citation Index & «Google Scholar»; Abstracted in «Welding Institute Bulletin» (Poland) & «Rivista Italiana della Saldatura» (Italy); Covered in the review of the Japanese journals «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».



СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ОБРАЗОВАНИЮ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН МЕТАЛЛА ЗТВ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ

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

Исследовано влияние температуры предварительного подогрева и погонной энергии наплавки на изменение сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ высокопрочной стали при изменении содержания углерода в ней от 0,55 до 0,75 %. При испытаниях по методу Имплант оценено влияние содержания углерода в стали на показатели критических напряжений при замедленном разрушении металла ЗТВ. Методами растровой электронной микроскопии изучено влияние скорости охлаждения на характер разрушения металла, определены характерные зоны изломов и параметры структурных составляющих. Установлено, что при электродуговой наплавке вследствие формирования в участке перегрева закалочных структур с высокой плотностью дислокаций и локальными внутренними напряжениями, металл ЗТВ предрасположен к замедленному разрушению. При увеличении содержания углерода в стали и скорости охлаждения склонность к разрушению повышается, а уровень критических напряжений снижается до $0,07\sigma_{0.2}$. Увеличению сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ высокопрочных углеродистых сталей до уровня $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0.2}$ способствует формирование более пластичных структур при снижении скорости охлаждения в интервале температур 600...500 °С. Построена диаграмма влияния содержания углерода в стали на сопротивляемость металла ЗТВ замедленному разрушению в виде зависимости $w_{6/5} = f(C)$. Установлено, что предотвратить процесс замедленного разрушения в металле ЗТВ стали, в которой содержание углерода не более 0,60 %, возможно при скорости охлаждения $w_{6/5}$ не более 16,0 °С/с, при $C = 0,60...0,65$ % — $w_{6/5} \leq 8,0$ °С/с и при $C = 0,65...0,75$ % — $w_{6/5} \leq 5,0$ °С/с. При таких условиях в металле участка перегрева ЗТВ формируются структуры, которые имеют достаточно высокую способность к микропластическому деформированию без образования микротрещин. Библиогр. 18, табл. 2, рис. 11.

К л ю ч е в ы е с л о в а: электродуговая наплавка, высокопрочная углеродистая сталь, ЗТВ, предварительный подогрев, погонная энергия, замедленное разрушение, структура, излом

Явление замедленного разрушения свежезакаленного металла под действием постоянного нагружения начали изучать еще в середине прошлого века применительно к условиям термической обработки закаливающихся сталей для обеспечения прочностных и эксплуатационных свойств изделий. Объяснение физики процесса замедленного разрушения закаленной стали при нагрузках, которые существенно ниже предела текучести для данного металла, наиболее полно представлено в работах [1–3]. Отмечено также, что замедленное разрушение происходит исключительно хрупко. В отличие от классического хрупкого разрушения, которое протекает в короткие промежутки времени, замедленное разрушение развивается в металле на протяжении длительного периода. При этом в локальных участках металла получают развитие процессы микропластического деформирования. При сварке процесс замедленного разрушения реализуется при образовании в соединениях холодных трещин [4–6]. Как известно, наиболее склонны к образованию холодных трещин сварные соединения высокопрочных сталей при формировании в них бейнитно-мартенситной структуры, и с повышением содержания углерода

в металле, склонность эта увеличивается. Кроме того, в процессе сварки металл шва соединений насыщается водородом, который диффундирует в металл ЗТВ. Наличие водорода интенсифицирует процесс замедленного разрушения сварных соединений, он протекает более выражено и имеет свои особенности.

Изучению замедленного разрушения сварных соединений высокопрочных сталей посвящены работы многих исследователей [7–13]. Основываясь на результатах этих работ, современное представление процесса замедленного разрушения сварных соединений высокопрочных сталей можно трактовать следующим образом. Зарождение микротрещин в структуре свежезакаленного металла происходит локально в областях скопления дислокаций с высоким уровнем микронапряжений. Как правило, это участки по границам зерен, где металлические связи ослаблены присутствием различных включений. Растворенный в металле водород в процессе диффузии проникает в эти зоны и снижает уровень поверхностной энергии, необходимой для образования микротрещин. Таких зон достаточно много и микротрещины зарождаются одновременно в нескольких местах. Когда микротрещины образовались, происходит



локальная релаксация микронапряжений. Под действием сварочных напряжений, сформировавшихся в соединении при термомеханическом цикле сварки, в металле начинают развиваться микропластические деформации по дислокационному механизму. Начинается движение дислокаций и водород, перемещаясь с ними, снова скапливается в участках их повышенной плотности, блокируя дальнейшее проскальзывание. Уровень локальных микронапряжений в этих участках структуры резко повышается, происходит разрушение металлических связей, и микротрещина развивается далее. При достижении своего критического размера и наличии высокого уровня напряжений, микротрещины в дальнейшем могут развиваться и по телу зерен, образуя общую макротрещину в металле сварного соединения. Обычно такие трещины располагаются в поле действия главных полей растягивающих напряжений в сварном соединении, и их развитие тормозится на границе сжимающих напряжений.

При дуговой сварке высокопрочных сталей, содержание углерода в которых превышает 50 %, наиболее опасным местом соединений, где наиболее вероятно образование холодных трещин, является металл участка перегрева ЗТВ [14–19]. Вследствие особенностей влияния термомеханического цикла дуговой сварки (наплавки) на процесс гомогенизации аустенита и последующее γ - α -превращение при охлаждении, в металле происходят существенные изменения структуры. В результате в металле участка перегрева ЗТВ формируется структура с повышенной плотностью дислокаций и высоким уровнем внутренних напряжений. Это приводит к тому, что даже при сравнительно низком содержании диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле (до $2,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$), при сварке высокопрочной стали для производства колес (сталь марки 2, сталь КС2) с содержанием углерода 0,58 % критические напряжения при замедленном разрушении составляют всего 0,1...0,25 от предела текучести металла ЗТВ. Для повышения сопротивляемости замедленному разрушению необходимо обеспечить условия, при которых в структуре металла ЗТВ образуется не более 50 % мартенсита и ограничить содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле на уровне не более $0,3 \text{ мл}/100 \text{ г}$ [15, 17].

Согласно ГОСТ 10791, содержание углерода в стали марки 2 составляет 0,55...0,65 %. В настоящее время, с целью повышения эксплуатационных свойств железнодорожных колес, в Украине и странах СНГ рассматривается вопрос об увеличении содержания углерода до 0,75 %. Такие железнодорожные колеса изготавливают в США (ко-

лесо типа С, АARM 107), Японии и Китае (JIS, E 5402), странах Евросоюза (R3, ISO 1005/6). При этом, экспериментальных данных о влиянии содержания углерода на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ стали марки 2 нет.

Целью настоящей работы было проведение сравнительных исследований по определению влияния увеличения содержания углерода в стали КС2 (до 0,75 %) на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ при электродуговой наплавке. В качестве материала для исследований использовали высокопрочные углеродистые стали следующего состава, мас. %:

- сталь марки 2 (ГОСТ 10791) — 0,58 С; 0,44 Si; 0,77 Mn; 0,10 Ni; 0,05 Cr; 0,012 S; 0,011 P;
- углеродистая конструкционная сталь 65Г (ГОСТ 1050) — 0,65С; 0,19 Si; 0,91 Mn; 0,18 Ni; 0,16 Cr; 0,017 S; 0,010 P;
- сталь марки М76 (ГОСТ 24182) — 0,74 С; 0,30 Si; 0,80 Mn; 0,10 Ni; 0,15 Cr; 0,012 S; 0,011 P.

Методы исследований. Количественную оценку сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ выполняли с применением общеизвестного метода Имплант [6]. Условия подготовки образцов из высокопрочных углеродистых сталей и проведение экспериментов, как и в работе [17]. За критерий оценки сопротивляемости замедленному разрушению принимали максимальные напряжения нагружения образцов $\sigma_{кр}$, при которых не происходило их замедленного разрушения в течение 24 ч.

При проведении сравнительных испытаний применяли механизированный способ наплавки в среде углекислого газа проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм. Наплавку образцов выполняли на режимах: сварочный ток $I_{св} = 160...180 \text{ А}$, напряжение на дуге $U_d = 26...28 \text{ В}$, скорость наплавки $v_{св} = 8,1...25 \text{ м/ч}$. При этом погонная энергия наплавки изменялась в диапазоне $Q_{св} = 4,8...15 \text{ кДж/см}$. Для достижения более высокого значения погонной энергии (до 21 Дж/см) сварочный ток повышали до $220...240 \text{ А}$ (при $v_{св} = 8,8 \text{ м/ч}$). Наплавку выполняли с предварительным подогревом ($T_{п.н} \leq 250 \text{ }^\circ\text{C}$). При данных условиях наплавки скорость охлаждения w металла ЗТВ в интервале температур $600...500 \text{ }^\circ\text{C}$ изменялась в диапазоне $w_{6/5} = 3...37 \text{ }^\circ\text{C/с}$, а время охлаждения τ от 800 до $100 \text{ }^\circ\text{C}$ составляло $\tau_{8/1} = 110...1050 \text{ с}$. Основные характеристики термического цикла в металле ЗТВ при наплавке образцов Имплант приведены в табл. 1. Содержание диффузионно-подвижного водорода ($[H]_{диф}$) в наплавленном металле, определенное методом «карандашной» пробы с использованием в качестве



Таблица 1. Параметры термического цикла в металле ЗТВ образцов Имплант при наплавке ($T_{\max} = 1250 \dots 1350 \text{ }^{\circ}\text{C}$)

$Q_{\text{св}}, \text{ кДж/см}$	$T_{\text{п.п}}, ^\circ\text{C}$	$w_{6/5}, ^\circ\text{C/с}$	$\tau_{8/5}, \text{ с}$	$\tau_{8/1}, \text{ с}$
4,8	20	32...37	6	110
	50	27...32	7	150
	70	25...30	8	170
	100	20...25	10	300
	150	16...18	12	650
	200	8...10	16	900
8,6	20	25...30	8	170
	50	20...25	10	230
	70	15...20	11	250
	100	12...15	12	450
	150	8...10	14	760
	200	5...7	18	890
11,5	20	15...17	14	210
	50	12...14	16	360
	100	6...8	20	850
	15,0	20	10...12	17
21,0	20	7...9	22	940

запирающей жидкости смеси глицерина и дистиллированной воды, составляло 0,75...0,90 мл/100 г.

Изломы образцов Имплант исследовали методами растровой электронной микроскопии*.

Использовали сканирующий электронный микроскоп СЭМ-515 фирмы «Philips», оснащенный энергодисперсионным спектрометром системы «LINK».

Результаты и обсуждение. Для объяснения свойств металла ЗТВ высокопрочных сталей с более высоким содержанием углерода (стали 65Г и М76), вначале более подробно рассмотрим результаты исследований сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ стали марки 2. На рис. 1 и рис. 2 показано влияние температуры предварительного подогрева на показатели критических напряжений при испытании образцов Имплант, наплавку которых выполняли на погонной энергии 4,8 и 8,6 кДж/см соответственно. На рис. 3 приведена диаграмма превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ стали КС2 при дуговой наплавке [15]. Как видно из приведенного материала, на изменение показателей сопротивляемости замедленному разрушению $\sigma_{\text{кр}}$ существенное влияние оказывает структурное состояние металла в участке перегрева ЗТВ. При скорости охлаждения $w_{6/5} \geq 25 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ в металле участка перегрева ЗТВ формируется мартенситно-бейнитная структура, в которой содержание мартенсита превышает 71 %. Микротвердость мартенсита повышается от $HV_{0,1} = 4420 \text{ МПа}$ при $w_{6/5} \geq 8,0 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ до 5660...6060 МПа при

* Исследования были выполнены Л. И. Маркашовой, Е. Н. Бердниковой, Т. А. Алексеенко.

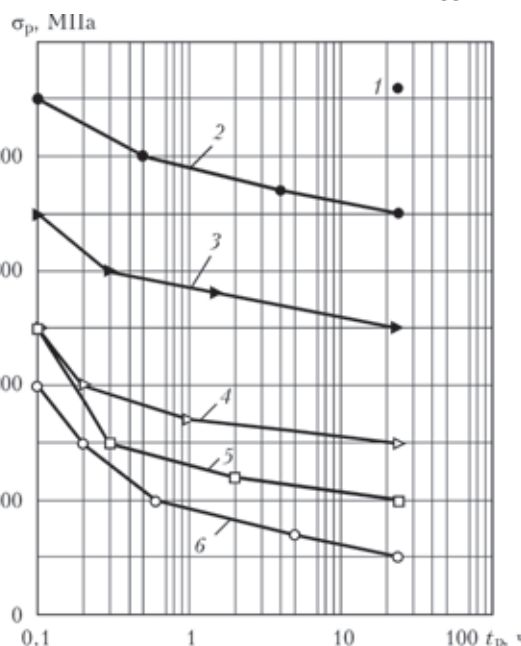


Рис. 1. Влияние температуры предварительного подогрева $T_{\text{п.п}}$ на сопротивляемость замедленному разрушению $\sigma_{\text{р}}$ металла ЗТВ стали КС2 при $Q_{\text{св}} = 4,8 \text{ кДж/см}$: 1 — $T_{\text{п.п}} = 200$; 2 — 150; 3 — 100; 4 — 70; 5 — 50; 6 — $20 \text{ }^{\circ}\text{C}$

25...30 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$. Интегральная твердость металла составляет $HV_{10} \geq 5650 \text{ МПа}$. Поэтому при наплавке без предварительного подогрева на погонных энергиях 4,8 и 8,6 кДж/см металл ЗТВ имеет низкую сопротивляемость зарождению и развитию микротрещин, и критические напряжения разрушения соответственно составляют всего $0,07\sigma_{0,2}$ и $0,14\sigma_{0,2}$. Для того чтобы при данных условиях наплавки в металле участка перегрева ЗТВ не разви-

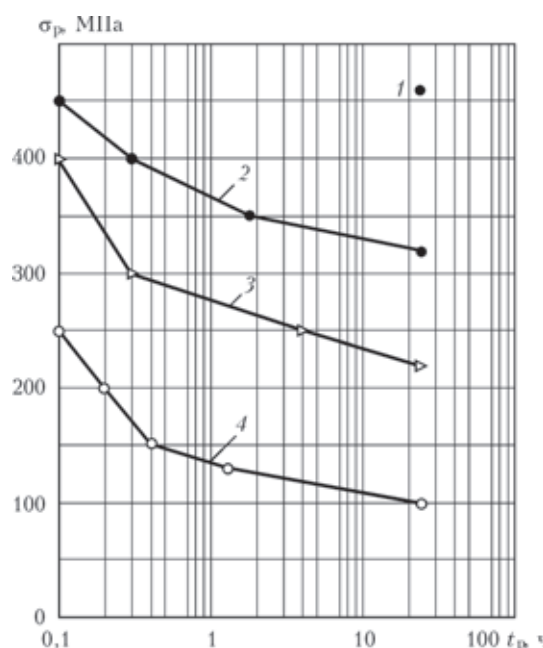


Рис. 2. Влияние температуры предварительного подогрева $T_{\text{п.п}}$ на сопротивляемость замедленному разрушению $\sigma_{\text{р}}$ металла ЗТВ стали КС2 при $Q_{\text{св}} = 8,6 \text{ кДж/см}$: 1 — $T_{\text{п.п}} = 100$; 2 — 70; 3 — 50; 4 — $20 \text{ }^{\circ}\text{C}$

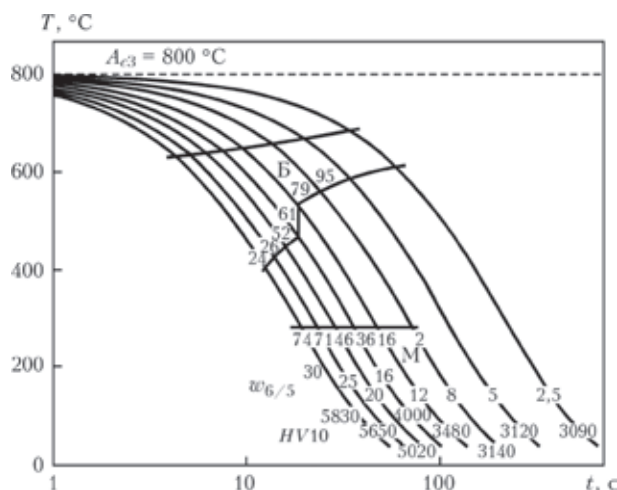


Рис. 3. Диаграмма превращения переохлажденного аустенита в металле 3ТВ стали KC2 (0,58 % C) при дуговой наплавке (скорость нагрева $w_{\text{нагр}} = 210$ °C/с, время аустенизации $t_1 = 7 \dots 10$ с) [15]

вался процесс замедленного разрушения, внешние напряжения не должны превышать 50...100 МПа.

При применении предварительного подогрева с температурой $T_{\text{п.п}} = 50$ °C скорость охлаждения незначительно снижается $w_{6/5} \geq 20$ °C/с (см. табл. 1) и в металле 3ТВ формируется также мартенситно-бейнитная структура, объемная доля мартенсита в которой ниже (50...74 %). Критические напряжения повышаются практически в два раза, но все равно остаются на низком уровне. При наплавке на погонной энергии 4,8 кДж/см показатель $\sigma_{\text{кр}} = 0,14\sigma_{0,2}$, а при 8,6 кДж/см — $\sigma_{\text{кр}} = 0,30\sigma_{0,2}$. При этом для реализации процесса замедленного разрушения металла 3ТВ (время разрушения $t_p = 0,1$ ч) необходимы внешние напряжения величиной соответственно 250 и 400 МПа.

Более существенному повышению сопротивляемости замедленному разрушению металла 3ТВ наплавки, до величины $\sigma_{\text{кр}} \geq 0,45\sigma_{0,2}$, выполненной на погонной энергии 8,6 кДж/см, способствует применение предварительного подогрева при температуре 70 °C и выше. При данных условиях наплавки ($T_{\text{п.п}} = 70 \dots 100$ °C) структура металла 3ТВ в зависимости от скорости охлаждения $w_{6/5} =$

$= 12 \dots 20$ °C/с (см. табл. 1) представлена бейнитно-мартенситной смесью, объемная доля мартенсита в которой не превышает 50 %. При наплавке на погонной энергии 4,8 кДж/см такие условия формирования структуры соответствуют применению предварительного подогрева при температуре $T_{\text{п.п}} = 150 \dots 200$ °C и критические напряжения при разрушении металла 3ТВ повышаются до уровня $\sigma_{\text{кр}} \geq 0,50\sigma_{0,2}$. Испытать образцы Имплант с большими значениями нагрузок не удалось, так как начинается пластическое течение металла и процесс замедленного разрушения не реализуется. Поэтому при наплавке с $Q_{\text{св}} = 8,6$ кДж/см и $T_{\text{п.п}} = 100$ °C, а также при $Q_{\text{св}} = 4,8$ кДж/см и $T_{\text{п.п}} = 200$ °C, критические напряжения условно приняты 460 МПа.

Разрушение металла 3ТВ стали KC2 при всех исследуемых вариантах наплавки, описанных ранее, происходит хрупко. На рис. 4 приведены изломы образцов Имплант, наплавку которых выполняли на погонной энергии 8,6 кДж/см без и с предварительным подогревом до температуры 70 °C, а на рис. 5 характерные фрагменты поверхности разрушения на участках зарождения и развития микротрещин. Нагрузка при разрушении образцов составляла $\sigma_p = 1,1 \dots 1,3\sigma_{\text{кр}}$.

На поверхности изломов наблюдаются характерные участки разрушения, которые можно условно разделить на локальные участки зарождения микротрещин и их замедленного развития (зона I), участки ускоренного развития микротрещин до макроуровня (зона II) и участки долома (зона III). Распределение зон носит локальный характер, зарождение и развитие трещин происходит одновременно в нескольких местах, участки разрушения чередуются. Исследования на микроуровне показали, что зарождение микротрещин в 3ТВ при обоих вариантах наплавки стали KC2 протекает хрупко по границам зерен (рис. 5, а, б). В дальнейшем микротрещины развиваются как по границам, так и телу зерен — излом в данной зоне характеризуется как межзеренный и внутризеренный скол. Размер фасеток скола $D_{\text{ф}} \sim 30 \dots 100$ мкм. В зависимости от структурного состояния металла 3ТВ изменяется и соотношение этих видов излома. При наплавке без предварительного подогрева объемная доля $V_{\text{д}}$ межзеренного скола составляет 95 %, а при подогреве с $T_{\text{п.п}} = 70$ °C — уменьшается до 30 %. При применении предварительного подогрева по границам зерен наблюдаются также участки квазихрупкого разрушения и локальные участки вязкой составляющей с $D_{\text{ф}} \sim 0,5 \dots 2$ мкм в количестве до 10 % (рис. 5, в, г).

На участке долома характер разрушения и размер структурных элементов от-

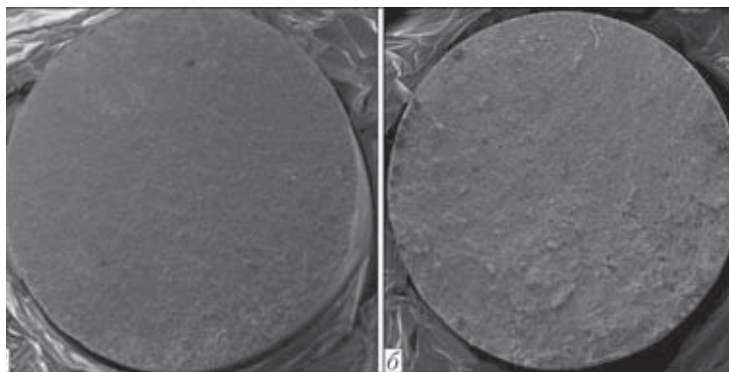


Рис. 4. Изломы ($\times 24$) образцов Имплант стали KC2 при наплавке на погонной энергии 8,6 кДж/см без (а) и с предварительным подогревом до температуры 70 °C (б)

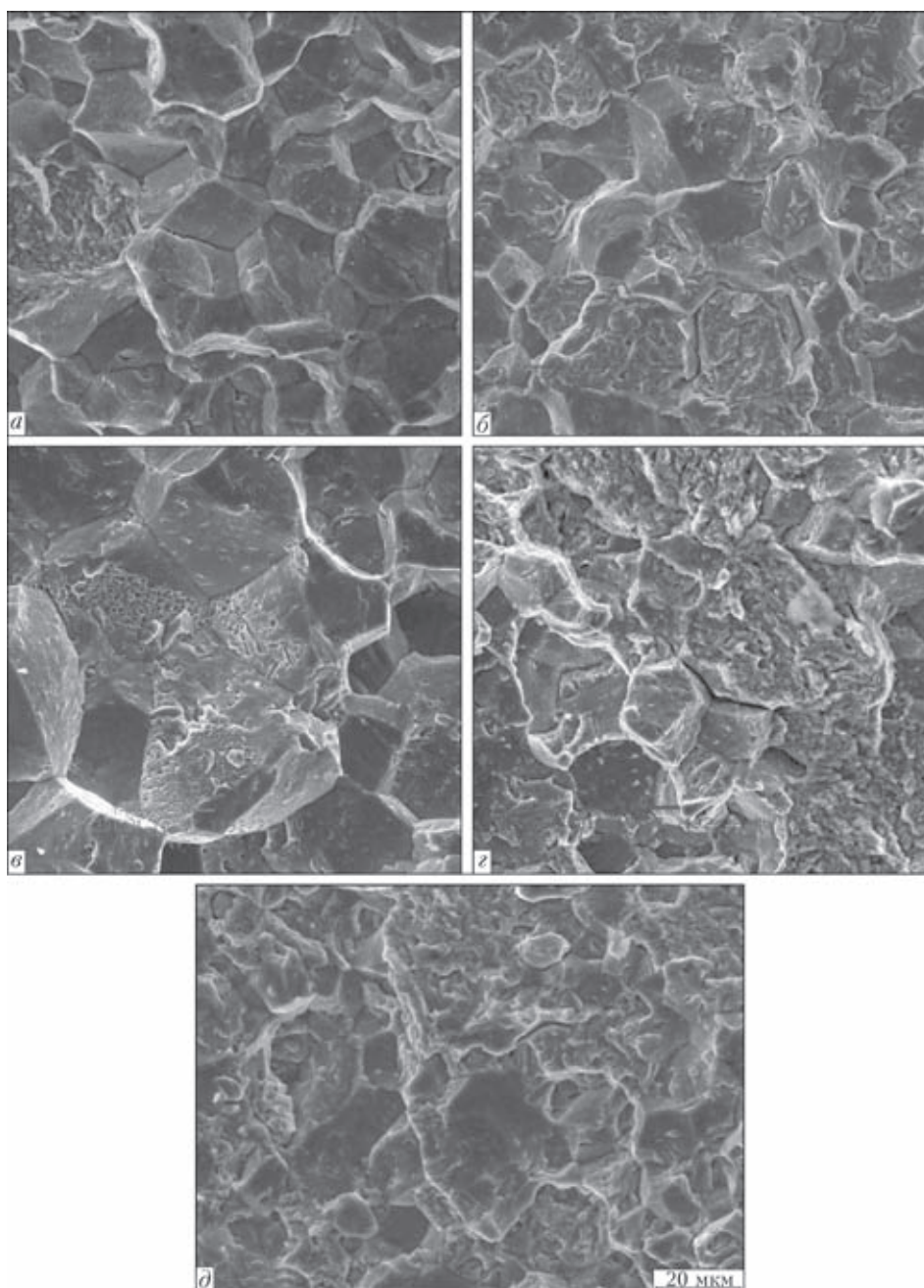


Рис. 5. Фрагменты ($\times 1010$) поверхности разрушения на участке зарождения ($a, б$), развития микротрещин ($в, з$) и в зоне долома ($д$) металла ЗТВ стали КС2 при наплавке с $Q_{св} = 8,6$ кДж/см: $a, в$ — $T_{п.п} = 20$; $б, з$ — 70 °С

личается от других зон излома. Он одинаков для обоих вариантов наплавки, это преимущественно внутризеренное квазихрупкое разрушение с $D_{\phi} \sim 10 \dots 20$ мкм (рис. 5, $д$).

При увеличении погонной энергии наплавки, более 8,6 кДж/см, сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ образцов стали КС2 повышается (рис. 6). Так, при наплавке с $Q_{св} = 11,5$ кДж/см без предварительного подогрева скорость охлаждения снижается до $15 \dots 17$ °С/с. В металле ЗТВ формируется такая же бейнитно-мартенситная структура, как и при наплавке с $Q_{св} = 8,6$ кДж/см и $T_{п.п} = 70$ °С, и критические напряжения составляют 200 МПа. Но это значение $\sigma_{кр}$ примерно в 1,6 раза ниже аналогичного

показателя для наплавки с более низкой погонной энергией при примерно одинаковой скорости охлаждения в ЗТВ. По всей видимости, это связано с развитием процесса роста зерна аустенита в металле участка перегрева ЗТВ, который протекает более интенсивно при наплавке на большей погонной энергии. Но даже учитывая это отрицательное влияние, применение при наплавке с $Q_{св} = 11,5$ кДж/см предварительного подогрева с температурой 50 °С исключает развитие замедленного разрушения металла ЗТВ стали КС2. Следует также отметить, что при испытаниях образцов Имплант при наплавке на большей погонной энергии было зафиксировано увеличение времени до разрушения. Так, замедленное разрушение об-

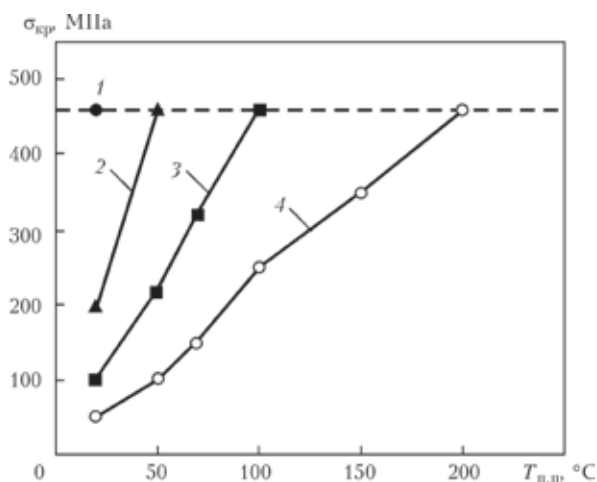


Рис. 6. Влияние погонной энергии наплавки и температуры предварительного подогрева на сопротивление замедленному разрушению металла ЗТВ стали КС2 (0,58 % С): 1 — $Q_{св} = 15,0$; 2 — 11,5; 3 — 8,6; 4 — 4,8 кДж/см

разцов при нагрузке $\sigma_p = 2,0\sigma_{кр}$, наплавленных с $Q_{св} = 8,6$ кДж/см и $T_{п.п} = 70$ °С, проходит за 0,1 ч, а при 11,5 кДж/см и $T_{п.п} = 20$ °С период разрушения составлял 0,7 ч. Это также может быть связано с ростом зерна в металле ЗТВ и соответствующим увеличением пути развития микротрещин по его границе, расположение которой не совпа-

дает с полем действия главных растягивающих напряжений.

Не было зафиксировано развития процесса замедленного разрушения и при наплавке без предварительного подогрева стали КС2 (0,58 % С) на погонной энергии 15,0 кДж/см. В данном случае скорость охлаждения в ЗТВ составляет 10...12 °С/с, формируется бейнитно-мартенситная структура, в которой объемная доля мартенсита не превышает 16 %. Твердость металла в участке перегрева ЗТВ составляет $HV_{10} \leq 3480$ МПа. В таком металле микротрещины не зарождаются вследствие развития процессов микропластического деформирования и релаксации микронапряжений в структуре.

С повышением содержания углерода в высокопрочной стали замедленное разрушение металла ЗТВ протекает при более низких значениях внешних напряжений. Обобщенные результаты испытаний образцов Имплант представлены на рис. 7, а, б. Как видно из представленных данных, при наплавке без предварительного подогрева сталей 65Г (0,65 % С) и М76 (0,74 % С) увеличение погонной энергии до 15,0 кДж/см и выше, способствует повышению критических напряжений, но не исключает развития процесса замедленного разрушения в металле ЗТВ.

Специально проведенные металлографические исследования** показали, что структура конструкционной стали 65Г в состоянии поставки представлена бейнитом (рис. 8, а), размер зерна 16...24 мкм и интегральная твердость металла $HV_{10} = 2760$ МПа. В отличие от стали КС2 под воздействием ТЦС в металле участка перегрева ЗТВ стали 65Г, бейнитно-мартенситная структура, в которой объемная доля мартенсита не превышает 50 %, формируется при скорости охлаждения $w_{6/5} \leq 7$ °С/с (рис. 8, в). Твердостью металла с такой структурой не более 4570 МПа. Размер зерна в металле участка перегрева ЗТВ составляет 63...94 мкм. При повышении скорости охлаждения до 12,0...15,0 °С/с в металле ЗТВ образуется структура с объемной долей мартенситной составляющей более 97 %. В структуре металла при данной скорости охлаждения находится также нижний бейнит (2 %), располагается он локально на границах зерен. Микротвердость мартенсита в зависимости от скорости охлаждения составляет $HV_{0,1} = 4250...7390$ МПа, а интегральная твердость металла до 7200 МПа (рис. 8, з). При скорости охлаждения $w_{6/5} = 8$ °С/с микротвердость мартенсита 5600...6130 МПа.

Соответственно со структурой металла ЗТВ стали 65Г изменяется и его сопротивление

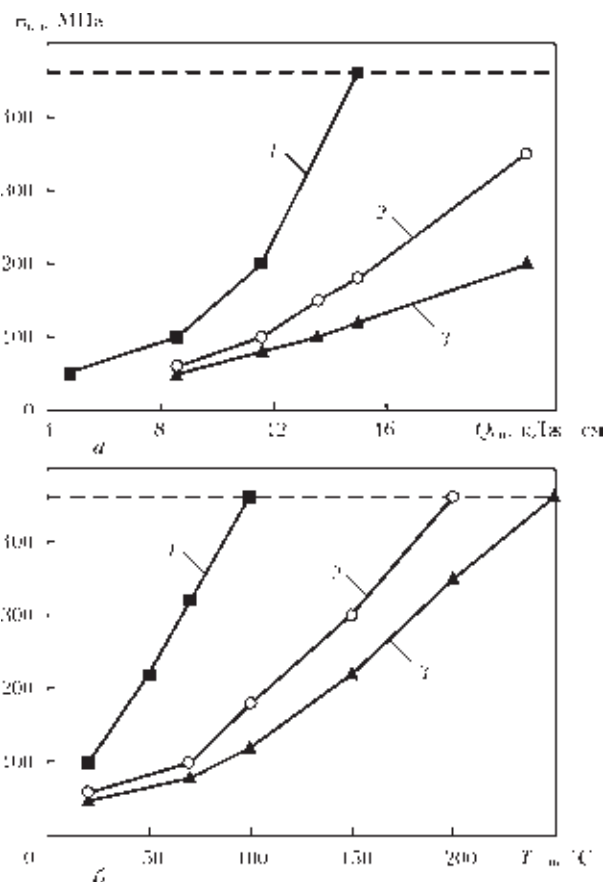


Рис. 7. Влияние погонной энергии наплавки ($Q_{св} = 8,6$ кДж/см) (а) и температуры предварительного подогрева ($T_{п.п} = 20$ °С) (б) на сопротивление высокопрочных углеродистых сталей замедленному разрушению: 1 — сталь КС2 (0,58 % С); 2 — 65Г (0,65 % С); 3 — М76 (0,74 % С)

** Исследования были выполнены В. А. Костиным, В. В. Жуковым, Т. Г. Соломийчук.

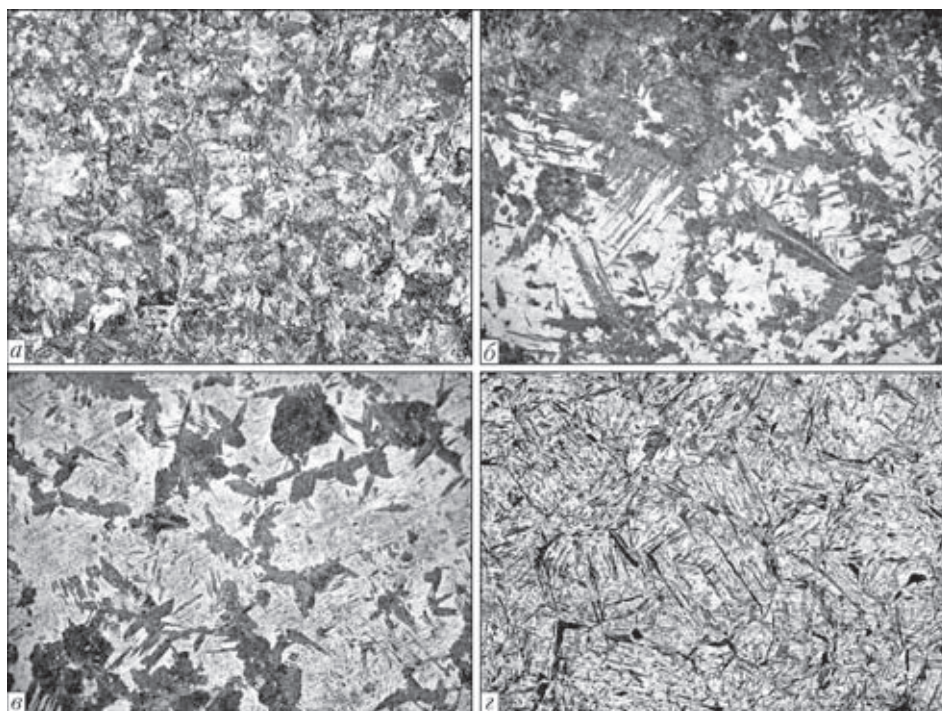


Рис. 8. Микроструктуры участка перегрева металла 3ТВ стали 65Г ($\times 500$, уменьшено в 2 раза): *а* — сталь в состоянии поставки ($\times 200$); *б* — $w_{6/5} = 5$; *в* — 8,0; *з* — 20 °C/c

замедленному разрушению. При формировании в металле 3ТВ сравнительно пластичной бейнитно-мартенситной структуры, которая образуется при скорости охлаждения $w_{6/5} \leq 7$ °C/c, что соответствует применению погонной энергии наплавки на уровне $Q_{св} \geq 21,0$ кДж/см или температуры предварительного подогрева $T_{п.п} > 150$ °C при $Q_{св} = 8,6$ кДж/см, критические напряжения составляют более 350 МПа. При этом, для стали 65Г, как и для стали КС2, повышенная сопротивляемость металла 3ТВ замедленному разрушению при $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0,2}$ обеспечивается при формировании бейнитно-мартенситной структуры, объемная доля мартенсита в которой не превышает 50 %. В случае формирования в металле 3ТВ структуры с большим содержанием мартенсита, его сопротивляемость замедленному разрушению снижается более чем в 3 раза.

Исследования изломов металла 3ТВ образцов стали 65Г, обобщенные результаты которых приведены на рис. 9, 10 и в табл. 2, показали, что при увеличении погонной энергии наплавки от 13,6 до 21,0 кДж/см, когда скорость охлаждения в металле 3ТВ снижается примерно от 15,0 до 7,0 °C/c, происходят существенные изменения в характе-

ре разрушения. Аналогично, как и при наплавке стали КС2, микротрещины в металле 3ТВ зарождаются и затем медленно развиваются как по границам, так и телу зерен – излом в данной зоне характеризуется как межзеренный и внутризеренный скол (рис. 10). С увеличением погонной энергии наплавки объемная доля межзеренного скола, которая при $Q_{св} = 13,6$ кДж/см составляет 85 %, уменьшается до 50 % при 21,0 кДж/см. При этом размеры фасеток на поверхности разрушения увеличиваются от 25...50 до 50...100 мкм. В зоне ускоренного развития микротрещин (зона II) также снижается доля хрупкого межзеренного скола, а по границам зерен наблюдаются локальные участки вязкой составляющей (до 10 %).

Если для исследуемых сталей КС2 и 65Г, содержание углерода в которых не превышало 0,65 %, условие повышенной сопротивляемости замедленному разрушению металла 3ТВ обеспечивалось при формировании бейнитно-мартенситной структуры, объемная доля мартенсита в которой не превышала 50 %, то свойства стали М76 (0,74 % С) отличаются от предыдущих сталей. Под действием термического цикла дуговой наплавки температура начала превращения ау-

Т а б л и ц а 2. Структура излома при замедленном разрушении металла 3ТВ стали 65Г

$Q_{св}$, кДж/см	Зона I				Зона II					
	Хрупкий межзеренный		Хрупкий внутризеренный		Хрупкий межзеренный		Хрупкий внутризеренный		Вязкий	
	$V_{л2}$ %	$D_{ф2}$ мкм	$V_{л2}$ %	$D_{ф2}$ мкм	$V_{л2}$ %	$D_{ф2}$ мкм	$V_{л2}$ %	$D_{ф2}$ мкм	$V_{л2}$ %	$D_{ф2}$ мкм
13,6	85	25/50	15	25/50	60	30/50	40	30/70	—	—
15,0	70	30/70	30	30/70	40	30/70	60	40/70	—	—
21,0	50	50/100	50	50/100	20	30/100	70	40/70	10	0,5/2

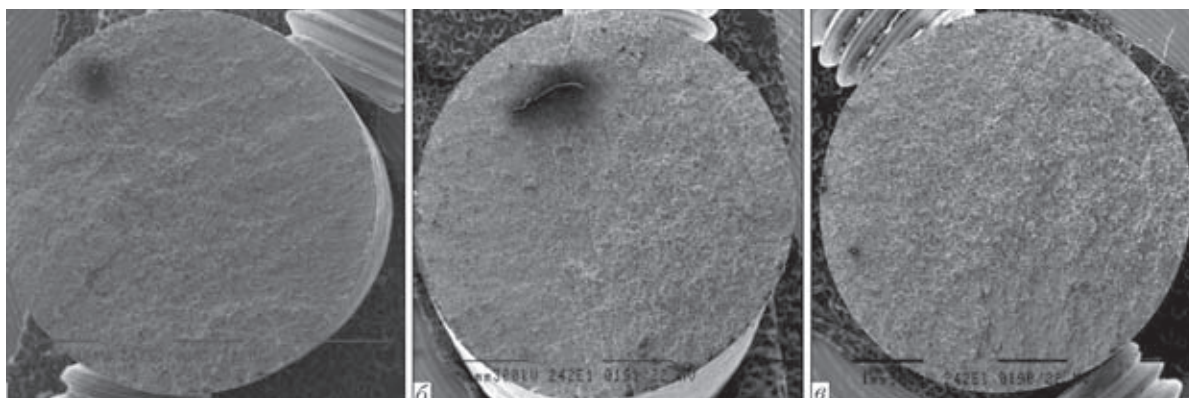


Рис. 9. Изломы ($\times 15$) образцов Имплант стали 65Г при наплавке без предварительного подогрева: a — $Q_{св} = 13,6$; b — $15,0$; c — $21,0$ кДж/см

стенита в мартенсит ($T_{Мн}$) в металле ЗТВ стали М76, в зависимости от развития превращений в промежуточной области, составляет $240...205$ °С и более чем на 40 °С ниже температуры $T_{Мн}$ для сталей КС2 ($0,58$ % С) и 65Г ($0,65$ % С). Микротвердость мартенситной составляющей структуры, в зависимости от скорости охлаждения, находится на уровне $HV_{0,1} = 5030...7880$ МПа. Очевидно, что локальные микронапряжения в мартенситной структуре стали М76 будут значительно выше, чем в сталях с более низким содержанием углерода. Поэтому зарождение и развитие микротрещин должно проходить при меньшей объемной

доле мартенсита в структуре и при более низких значениях внешних напряжений. Подтверждением этому есть результаты испытаний образцов Имплант, приведенные на рис. 7. Как видно, повышенную сопротивляемость замедленному разрушению металлу ЗТВ стали М76 на уровне $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0,2}$ возможно обеспечить при температуре предварительного подогрева выше 200 °С, когда скорость охлаждения составляет не более $5...7$ °С/с. Как установлено, при данной скорости охлаждения формируется бейнитно-мартенситная структура, в которой объемная доля мартенсита не превышает 10 % и его микротвердость $HV_{0,1} =$

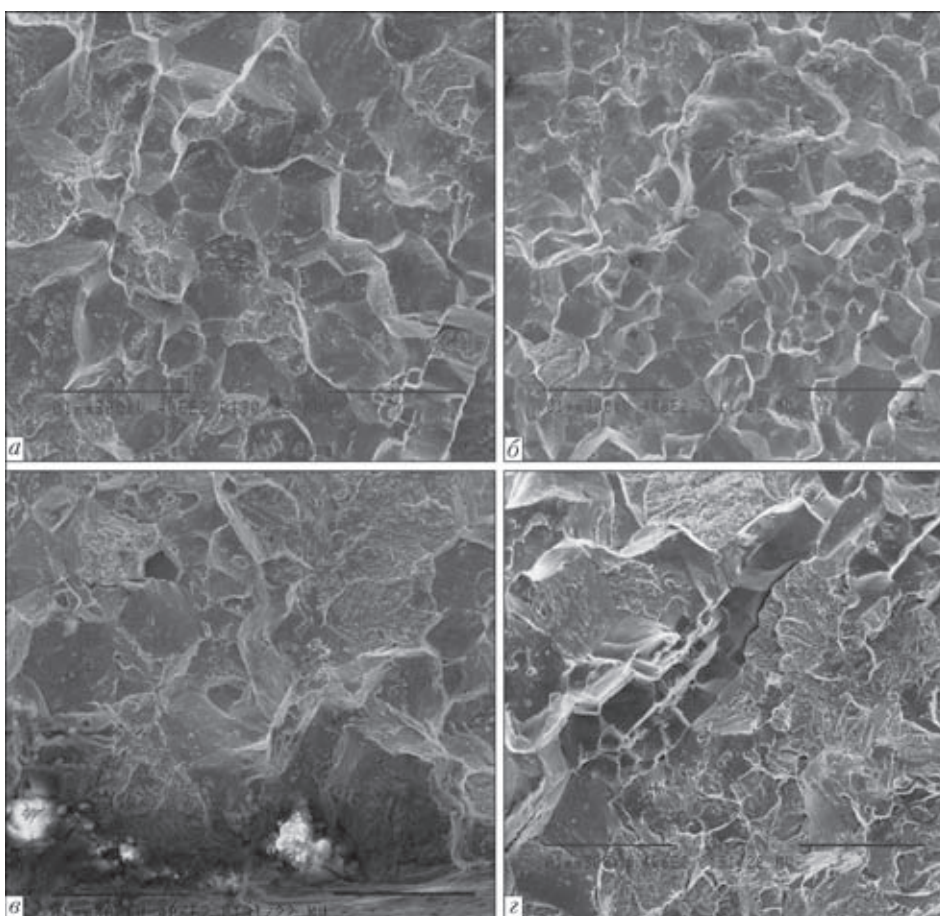


Рис. 10. Фрагменты ($\times 406$) поверхности разрушения на участке зарождения (a , b) и развития микротрещин (c , d) металла ЗТВ стали 65Г при наплавке с $Q_{св} = 13,6$ кДж/см (a , b) и $21,0$ (c , d)



= 5030...6200 МПа. Преобладающей структурой при $w_{6/5} \leq 12,0$ °C/с является нижний бейнит с микротвердостью 3360...3780 МПа. При $T_{пп} = 250$ °C, когда $w_{6/5} = 3,0...4,0$ °C/с и мартенсита в структуре не более 2 %, замедленного разрушения металла ЗТВ стали М76 не происходит.

Обобщая приведенные выше результаты исследований, влияние содержания углерода в стали КС2 на сопротивляемость металла ЗТВ замедленному разрушению можно представить в виде диаграммы $w_{6/5} = f(C)$, на которой выделены три характерные области склонности металла ЗТВ к замедленному разрушению (рис. 11):

1. Область активного развития процесса замедленного разрушения в металле ЗТВ. При превышении скорости охлаждения $w_{6/5}$, которая на диаграмме отмечена верхней кривой, в металле ЗТВ будут формироваться закалочные структуры, которые предрасположены к зарождению и развитию холодных трещин при наличии достаточно низких внешних напряжений ($\sigma_{кр} < 0,3\sigma_{0,2}$). При содержании углерода в колесной стали в пределах 0,55...0,65 % формируются структуры, в которых объемная доля мартенсита более 50 %, а при $C = 0,65...0,75$ % — мартенсита в структуре 10 % и более. В этой области процесс образования микротрещин и их развития до макроуровня реализуется в течение 0,1 ч и предотвратить его практически невозможно.

2. Область повышенной сопротивляемости металла ЗТВ замедленному разрушению. Вследствие формирования сравнительно пластичных структур, зарождение и развитие микротрещин затруднено. При содержании углерода в стали КС2 до 0,65 % это структура металла ЗТВ, в которых объемная доля мартенсита составляет более 28...36 %, но не превышает 50 %. При $C = 0,65...0,75$ % — мартенсита в структуре от 4 % до 10 %. Зарождение микротрещин возможно лишь при условии наличия напряжений на уровне $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0,2}$ при непрерывном охлаждении металла в низкотемпературной области ($T \leq T_{Мн}$), когда процессы микропластического деформирования протекают в полностью сформировавшейся свежезакаленной структуре. На диаграмме этот участок скоростей охлаждения ограничен двумя кривыми. Процесс замедленного разрушения в этом случае реализуется на протяжении более длительного отрезка времени (больше 0,7 ч). Предотвратить замедленное разрушение металла ЗТВ наплавки возможно, замедлив его охлаждение в области температур мартенситного превращения ($T \leq T_{Мн}$). Практически это выполнимо при применении контролируемого термического цикла наплавки.

3. Область, в которой процесс замедленного разрушения при электродуговой наплавке стали

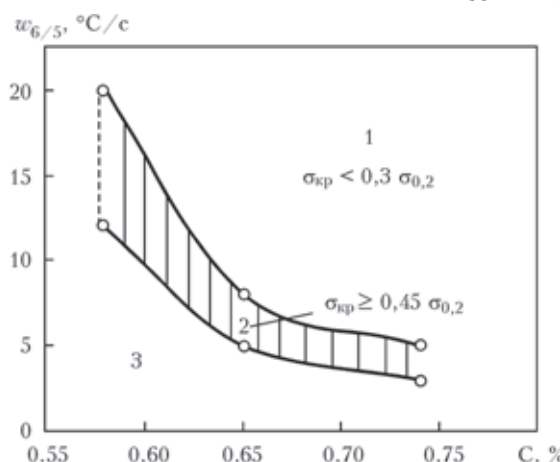


Рис. 11. Влияние содержания углерода в стали КС2 на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ

КС2 не реализуется. При обеспечении скорости охлаждения, которая не превышает нижней границы указанной области повышенной сопротивляемости, в ЗТВ формируются структуры, имеющие достаточно высокую способность к микропластическому деформированию без образования микротрещин. При содержании углерода в стали КС2 на уровне $C \leq 0,60$ % скорость охлаждения $w_{6/5} \leq 10,0$ °C/с, при $C \leq 0,65$ % $w_{6/5} \leq 5,0$ °C/с и при $C \leq 0,75$ % $w_{6/5} \leq 3,0$ °C/с.

Следует также отметить, что приведенная на рис. 11 диаграмма отвечает условиям электродуговой наплавки, когда содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле не превышает 0,75...0,90 мл/100 г. При увеличении его содержания, которое зависит от способа и параметров наплавки, системы легирования наплавочных материалов и способов их подготовки, и т. д., необходимо применять специальные технологические операции по снижению его отрицательного влияния [17].

Практические рекомендации по выбору температуры предварительного подогрева и погонной энергии наплавки реализованы в технологиях восстановления наплавкой изношенных гребней цельнокатаных колес грузовых вагонов. В настоящее время на ремонтных предприятиях железнодорожного транспорта Украины при ремонте колес, изготовленных из стали КС2, используют технологию восстановления с применением двухдуговой наплавки под слоем флюса, разработанную в отд. № 39 ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ совместно с ПКТЬ ЦВ ПАО «Укрзалізниця». Наплавку выполняют проволокой Св-08ХМ на погонной энергии 11,0...13,0 кДж/см, обязательными элементами технологии являются применение предварительного подогрева ободьев колес до температур 150 °C и замедленного охлаждения колес после наплавки в термокамерах, где они выдерживаются в течение 5 ч (скорость охлаждения



составляет около 50 °С/ч). При выполнении комплекса требований, предъявляемых к технологии наплавки, в частности к технологическому оборудованию, сварочным материалам, технике и режимам наплавки, соблюдению термического цикла в процессе восстановления, достигается высокое качество наплавленного металла и надежность колес при эксплуатации.

Выводы

1. Высокопрочные стали, содержание углерода в которых составляет 0,55...0,75 %, обладают повышенной склонностью к замедленному разрушению металла ЗТВ при электродуговой наплавке вследствие формирования в участке перегрева закалочных структур с повышенной плотностью дислокаций и высоким уровнем локальных внутренних напряжений. Структурное состояние металла, которое зависит от содержания углерода и условий охлаждения в процессе наплавки, существенно влияет на процессы зарождения и развития микротрещин в металле участка перегрева ЗТВ. С повышением содержания углерода в стали и скорости охлаждения в температурном интервале 600...500 °С склонность к замедленному разрушению металла ЗТВ увеличивается, а уровень критических напряжений снижается до $0,07\sigma_{0,2}$.

2. Увеличению сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ стали марки 2, при содержании $C = 0,55...0,65$ %, до уровня напряжений $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0,2}$, способствует формирование более пластичных структур, в которых объемная доля мартенсита не превышает 50 %. При содержании $C = 0,75$ % объемная доля мартенсита в структуре металла ЗТВ должна составлять не более 4...10 %. При таких условиях формирования структуры предотвратить зарождение и развитие микротрещин при наплавке возможно, замедлив охлаждение металла ЗТВ в области температур мартенситного превращения ($T \leq T_{Мн}$).

3. Построена диаграмма, отображающая влияние содержания углерода в стали КС2 на сопротивляемость металла ЗТВ замедленному разрушению в виде $w_{6/5} = f(C)$. Установлено, что при скорости охлаждения $w_{6/5} \leq 16,0$ °С/с для стали КС2, содержание углерода в которой $C = 0,55...0,60$ % ($w_{6/5} \leq 8,0$ °С/с при $C = 0,60...0,65$ % и $w_{6/5} \leq 5,0$ °С/с при $C = 0,65...0,75$ %), в металле участка перегрева ЗТВ формируются структу-

ры, имеющие достаточно высокую способность к микропластическому деформированию без образования микротрещин.

1. О двух путях релаксации остаточных микронапряжений в мартенсите стали / Л. Е. Алексеева, В. И. Саррак, С. О. Суворова, Г. А. Филиппов // Металлофизика. – 1975. – Вып. 61. – С. 79–84.
2. Саррак В. И., Филиппов Г. А. Задержанное разрушение стали после закалки // Физ.-хим. мех. материалов. – 1976. – № 2. – С. 44–54.
3. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. – Киев: Наук. думка, 1991. – 416 с.
4. Шориоров М. Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. – М.: Наука, 1965. – 336 с.
5. Макара А. М., Мосендз Н. А. Сварка высокопрочных сталей. – Киев: Техніка, 1971. – 140 с.
6. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 247 с.
7. Филиппов Г. А., Саррак В. И. Локальное распределение водорода и внутренние микронапряжения в структуре закаленной стали // Физ. мет. и материаловедение. – 1980. – 49, № 1. – С. 121–125.
8. Стеренбоген Ю. А. Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин // Автомат. сварка. – 1986. – № 6. – С. 5–8.
9. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке // Там же. – 1994. – № 1. – С. 3–7.
10. Походня И. К., Швачко И. В. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Там же. – 1997. – № 5. – С. 3–12.
11. Швачко И. В., Игнатенко А. В. Модель транспортировки водорода дислокациями // Там же. – 2007. – № 2. – С. 27–30.
12. Скульский В. Ю. Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающих сталей // Там же – 2009. – № 7. – С. 14–20.
13. Дислокационная модель водородной локализации пластичности металлов с ОЦК решеткой / А. В. Игнатенко, И. К. Походня, А. П. Пальцевич, В. С. Синюк // Там же. – 2012. – № 3. – С. 22–27.
14. Влияние термомеханического цикла наплавки на структуру и свойства железнодорожных колес повышенной прочности при их восстановлении / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, В. А. Саржевский и др. // Там же. – 2010. – № 5. – С. 22–26.
15. Структурные изменения в участке перегрева металла ЗТВ колесной стали при дуговой наплавке / А. А. Гайворонский, В. В. Жуков, В. Г. Васильев и др. // Там же. – 2014. – № 1. – С. 16–21.
16. Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства восстановленных наплавкой железнодорожных колес / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, Л. И. Маркашова и др. // Там же. – 2012. – № 8. – С. 18–24.
17. Гайворонский А. А. Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений высокоуглеродистой стали // Там же. – 2013. – № 5. – С. 15–21.
18. Свойства сварных соединений рельсовой стали при электродуговой сварке / В. Д. Позняков, В. М. Кирьяков, А. А. Гайворонский и др. // Там же. – 2010. – № 8. – С. 19–25.

Поступила в редакцию 11.10.2013



ДОЛГОВЕЧНОСТЬ НАПЛАВЛЕННЫХ РЕМОНТНЫХ ШВОВ НА МОНОКРИСТАЛЬНОМ ЖАРОПРОЧНОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ В УСЛОВИЯХ ЦИКЛИЧЕСКОГО ОКИСЛЕНИЯ

А. Ф. БЕЛЯВИН, В. В. КУРЕНКОВА, Д. А. ФЕДОТОВ

ИЦ «Пратт и Уитни-Патон». 03150. г. Киев-150, ул. Горького, 68. E-mail: vkurenkova@pwpaton.com

В современных газотурбинных установках увеличение рабочей температуры газа приводит к сокращению срока службы лопаток. По этой причине их ремонт становится первоочередной задачей. Восстановление торцевой кромки монокристаллических рабочих лопаток методом наплавки является довольно сложной задачей. Для выбора подходящего присадочного материала проведены термоциклические испытания образцов наплавленных швов на сплаве CMSX-4 с монокристаллической структурой. Рассмотрена эволюция структуры в условиях циклического окисления при высокой температуре. Оптимизирован выбор присадочного материала, который обеспечивает высокую жаростойкость и стабильность структуры металла шва. Этим требованиям удовлетворяет материал на кобальт-никелевой основе, который ранее был апробирован и хорошо зарекомендовал себя при комплексной технологии ремонта рабочей лопатки из сплава ЗМИ-ЗУ, включавшей восстановление торца пера наплавкой с последующим нанесением на поверхность изделия электронно-лучевым осаждением металлического жаростойкого покрытия для обеспечения требуемых служебных характеристик изделия. Библиогр. 18, табл. 4, рис. 10.

Ключевые слова: монокристалльный сплав, наплавка, дендритный рост, зерна случайной ориентации, рафт-структура, зона термического влияния, циклическое окисление, жаростойкость, покрытие, шпинель, оксид иттрия

В связи с существенным повышением рабочей температуры газа (примерно на 150 °С) и возросшим уровнем тепловой напряженности лопаток промышленных газотурбинных установок (ГТУ) возникла необходимость в разработке новых подходов к ремонту и нанесению покрытий, которые обеспечивали бы защиту лопаток турбин от высокотемпературной газовой коррозии, повышали сопротивление образованию трещин термической усталости, увеличивая их ресурс.

Температура газа на выходе из камеры сгорания современной промышленной ГТУ составляет приблизительно 1420 °С, соответственно температура на входе в турбину — 1180...1200 °С для ГТУ мощностью 45...47 МВт.

Торцевая кромка рабочих лопаток относится к малонагруженным областям, где температура превышает 1000 °С и может достигать 1050...1150 °С [1]. В процессе эксплуатации газовых турбин, работающих при высокой температуре, характерен неравномерный нагрев поверхности пера лопатки в газовом потоке. В связи с несимметричной работой камер сгорания температура газового потока неодинакова, из-за чего лопатки при вращении в турбине, попадающие в факел пламени, подвергаются воздействию различной температуры. Неравномерный нагрев приводит к повышению внутренних термических напряжений: сжимающих при повышении температуры и растягивающих

при ее снижении, что вызывает возникновение в металле наплавленного шва термоусталостных трещин. Таким образом, на торце рабочей лопатки, кроме коррозионных и эрозионных повреждений (в результате касания о лабиринтное уплотнение), могут образовываться термоусталостные трещины, параллельные оси лопатки.

Основная цель настоящих исследований состояла в выборе для ремонта (восстановления) торца пера монокристаллической лопатки (изготовленной из сплава CMSX-4) присадочного материала, обладающего достаточной жаростойкостью и коррозионной стойкостью при рабочих температурах, что обеспечивает возможность формирования бездефектных наплавляемых швов. Наплавливаемый материал также должен сочетаться с материалом основы и жаростойким электронно-лучевым покрытием, наносимым в конце комплексного ремонта лопаток.

Материалы и методы исследования. Основной лопаток служил безуглеродистый монокристаллический сплав второго поколения CMSX-4 (аналог сплав ЖС32) следующего состава, мас. %: Ni-9Co-6,5Cr-6,0W-0,6Mo-6,5Ta-5,6Al-1,0Ti-3,0Re-0,1Hf, для которого характерны высокая прочность, стабильность структуры и высокое сопротивление ползучести [2].

В экспериментах применяли образцы (4 шт.), вырезанные из хвостовика рабочей лопатки первой ступени газотурбинного двигателя. Поверх-



Таблица 1. Химический состав основного и присадочных материалов, мас. %

Базовый сплав и варианты присадочной проволоки	Ni	Co	Cr	Al	Ti	W	Mo	Ta	Re	Nb	Hf	Si	Fe	C	$\sum_{Al+Ti}$
CMSX-4	Основа	9,0	6,5	5,6	1,0	6,0	0,6	6,5	3,0	-	0,1	-	-	-	6,6
PWA 795	15,0	Основа	20,0	4,4	0,2	9,0	-	3,0	-	-	1,1	0,045...0,1 Y	-	0,35	4,6
FSX 414	10,0	»	29,0	-	-	7,5	-	-	-	0,5Mn	-	-	<1,0	0,25	-
IN 625	Основа	1,0	21,5	0,4	0,4	-	9,0	-	-	3,65	-	0,5	0,5 Mn	0,1	<0,8

ность под наплавку каждого образца была обработана абразивной бесконечной лентой KK711 P40 на шлифовальной машине PWS 3/200DH.

Импульсную аргонодуговую наплавку осуществляли с использованием источника «НОВАРТ 120» и применением трех видов присадочной проволоки диаметром от 0,8 до 1,2 мм. Процесс вели путем перемещения электрода в направлении, перпендикулярном преобладающему направлению роста монокристалла <001>. При наплавке образцы фиксировали в тисках для обеспечения плоскости наплавления (110). Как правило, на образцы накладывали пять валиков. После нанесения каждого валика поверхность зачищали металлической щеткой. После наплавки образцы отжигали в вакууме при температуре 950 °С (2 ч) для снятия сварочных напряжений.

Оценку качества наплавленных швов проводили визуально с применением капиллярного контроля и по шлифам с использованием сканирующего электронного микроскопа «CamScan-4», оснащенного энергодисперсионным анализатором «ENERGY 200» (с программным обеспечением INCA). Микротвердость наплавленных швов измеряли на приборе «Micro-Duomat 4000E» при нагрузке 10 ...20 г.

Для проведения сравнительной оценки жаростойкости исследуемых присадочных материалов образцы из сплава CMSX-4 с наплавленными валиками испытывали на циклическое окисление в установке CM FURNACES Bloomfield-1710BL (с) на следующем режиме: нагрев до температуры 1150 °С в течение 5 мин + выдержка при максимальной температуре 50 мин + охлаждение до 50 °С 5 мин [3]. Данный режим применяется для оценки термоциклической долговечности образцов с покрытиями. Условия испытаний были достаточно жесткими и незначительно отличались от температурных условий работы лопаток в реальных двигателях. Верхняя температура испытаний была близка к реальной температуре (1050...1150) °С на поверхности торца пера рабочих лопаток в турбине современных ГТУ.

Жаростойкость оценивали весовым методом по относительному изменению (уменьшению) массы образцов путем построения кинетических кривых

окисления, а также по глубине фронтального и локального окисления ($h_{\text{фронт}} + h_{\text{лок}}$) за время испытания — 400 термоциклов (т/ц) — наплавленных швов, полученных с использованием различных присадочных материалов. Рекомендуются метод непосредственного измерения глубины коррозии использовать при неравномерном процессе окисления. Термоциклическим испытаниям в качестве эталона подвергали и образец базового сплава CMSX-4.

Жаростойкость наплавленных швов прежде всего определяли визуально — путем осмотра образцов после каждых 50 т/ц испытаний для выявления участков интенсивного окисления, а относительное изменение массы наплавленных швов по сравнению с исходным состоянием (ввиду сложной конфигурации образцов) — весовым методом.

Для обеспечения жаростойкости и коррозионной стойкости наплаваемого материала предпочтение отдавали высокохромистым (с содержанием хрома порядка 20 мас.%) присадочным материалам на основе никеля или кобальта. Рассмотрены четыре варианта сплавов для наплавки: IN 625/FSX 414; PWA 795; IN 625; FSX 414 (табл. 1).

Структуру наплавленных швов исследовали на микрошлифах в исходном состоянии и после завершения термоциклических испытаний.

Экспериментальная часть. Критериями оценки качества швов являлось отсутствие трещин и других дефектов, возникающих при формировании швов в условиях соблюдения ориентации подложки и направления движения источника сварки (перпендикулярно преобладающему направлению роста монокристалла).

Как отмечалось в работе [4], наплавка лопаток на монокристаллических сплавах имеет ряд существенных особенностей. Базовыми критериями качества наплавленного шва и структурного совершенства ростовой монокристаллической структуры являются: ориентационная однородность шва и линии сплавления с основным металлом; отсутствие в шве зерен случайной ориентации (ЗСО) [5]; отсутствие кристаллизационных трещин и других дефектов.

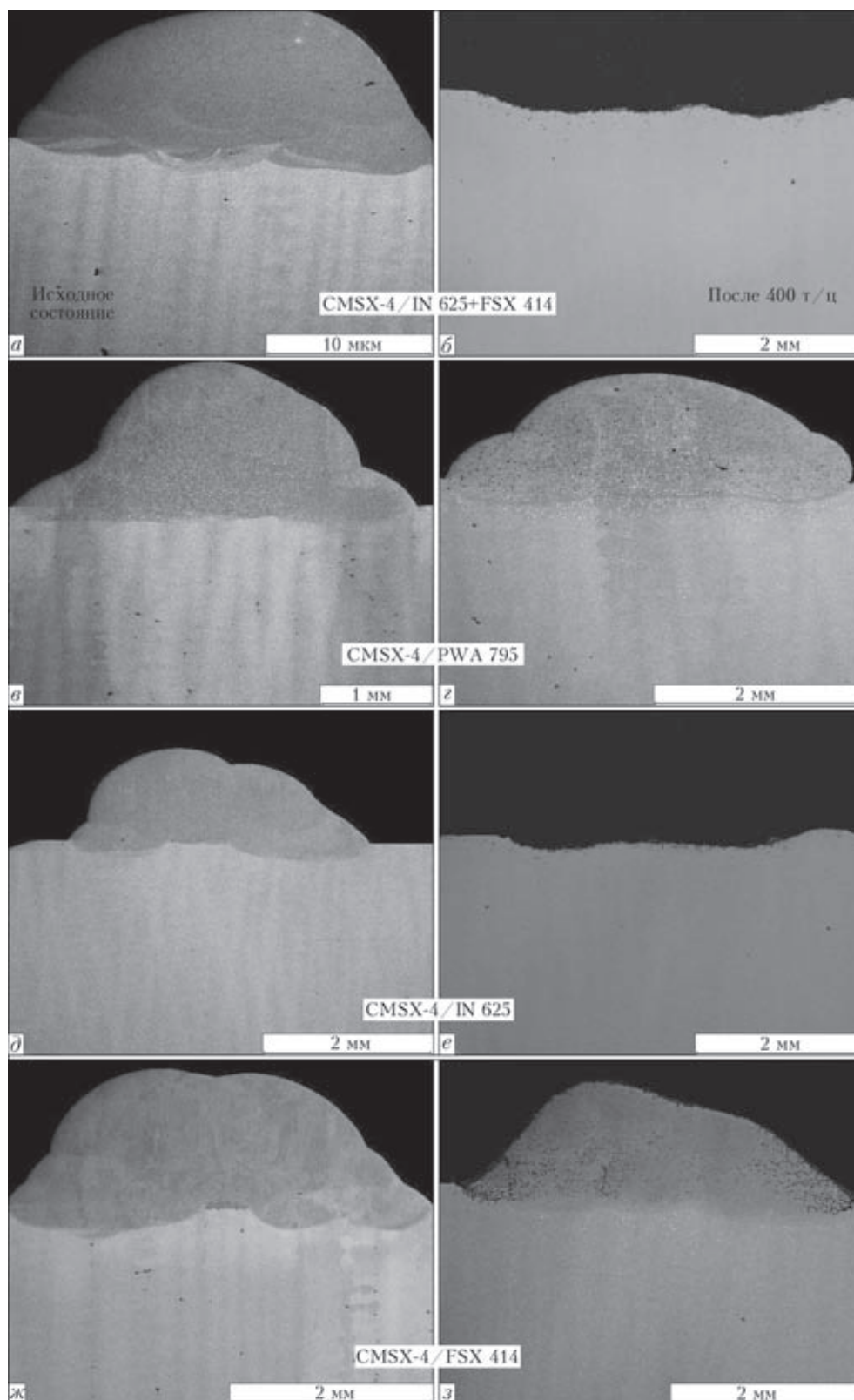


Рис. 1. Структура наплавленных швов на образцах из сплава CMSX-4 с использованием различных присадок до (а, в, д, ж) и после (б, г, е, з) термоциклических испытаний

Установлено, что, управляя формой сварочной ванны при аргонодуговом ТИГ процессе, можно обеспечить плоский фронт кристаллизации, при котором создаются условия направленной кристаллизации, позволяющие сохранить преобладающее направление роста монокристалла как

минимум на высоту $1/2 \dots 2/3$ полного шва. Минимальная скорость импульсной аргонодуговой наплавки и вкладываемая мощность процесса предотвращают образование на фронте кристаллизации ЗСО и, как следствие этого, межкристаллитных трещин.

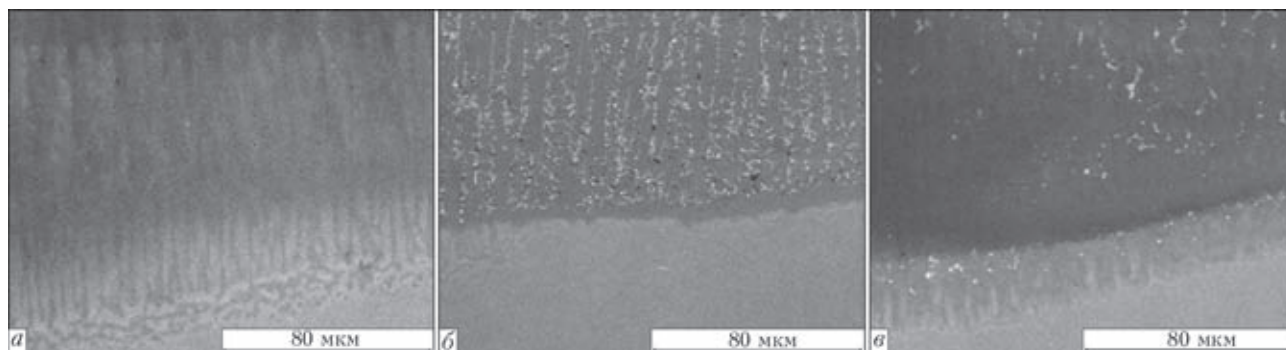


Рис. 2. Микроструктура линии сплавления швов, наплавленных на образцы из сплава CMSX-4 с использованием различных присадок IN 625 (а), PWA 795 (б) и FSX 414 (в)

Как видно из структур поперечного сечения швов, наплавленных с применением различных материалов до и после термоциклических испытаний (рис. 1), сформированные наплавленные швы имели достаточно плотные бездефектные структуры, которые различались вследствие использования сплавов разных систем легирования, а именно никелевого жаростойкого сплава IN 625 и кобальтовых коррозионностойких сплавов PWA 795 и FSX 414. В зоне сплавления швов, составляющей 30...100 мкм, просматривались структурное совершенство ростовой монокристаллической структуры и эпитаксиальный рост монокристалла в наплавляемом шве (рис. 2).

При исследовании различных участков швов, в том числе корневых (с перегревом в начале ведения процесса), было обнаружено существенное

влияние присадочного материала на целостность и качество наплавки, а именно: при формировании криволинейного фронта кристаллизации, как правило, образовывались зерна случайной ориентации. При использовании в качестве присадки никелевых сплавов по границам таких зерен в процессе кристаллизации или послесварочной термообработки как на линии сплавления, так и в самом шве образовывались кристаллизационные трещины (рис. 3, а, в). В случае применения кобальтовых присадочных материалов (рис. 3, б, г) этого не наблюдали. Даже при наличии дефектов в основе (субзерен с большеугловыми границами, пор и др., рис. 3, б, г) формирование грубых ЗСО на линии сплавления не приводило к появлению и развитию межкристаллитных трещин. Это можно объяснить тем, что в кобальтовых сплавах от-

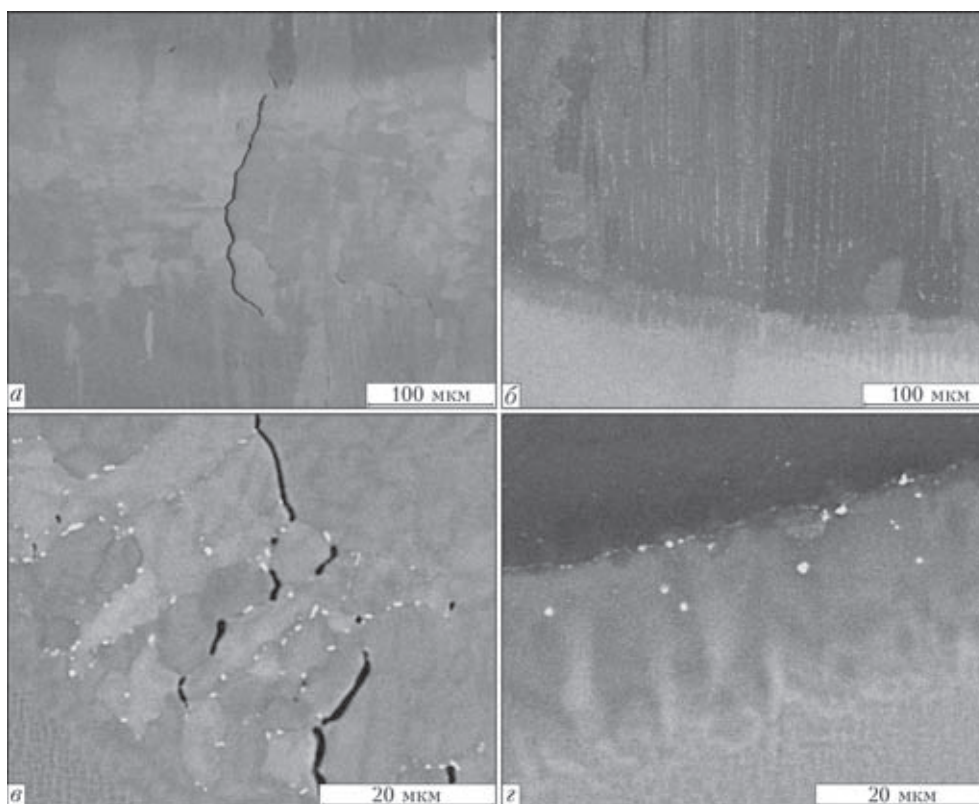


Рис. 3. Дефекты в структуре швов, наплавленных с применением присадочных материалов на никелевой (а, в) и кобальтовой (б, г) основах

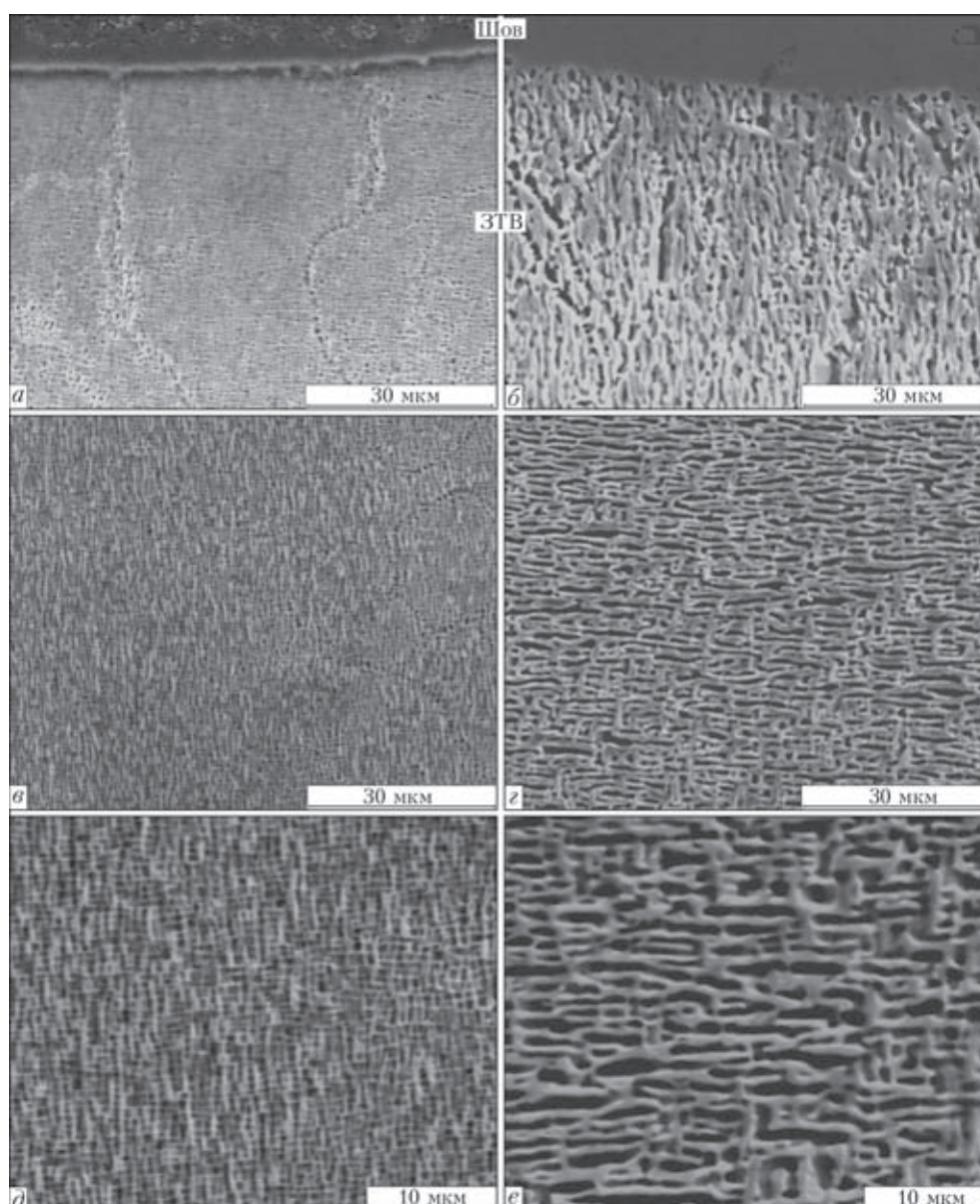


Рис. 4. Эволюция $(\gamma-\gamma')$ -микроструктуры сплава CMSX-4 до (а, в, д) и после (б, з, е) термоциклических испытаний

существует явление твердофазного дисперсионного упрочнения (характерное для высоколегированных никелевых сплавов), т. е. выделение из твердого раствора частиц упрочняющей γ' -фазы вызывает в наплавленных швах появление трещин дисперсионного твердения.

Для четкого понимания процесса окисления и деградации наплавленного слоя на монокристалле в первую очередь рассматривали эволюцию микроструктуры основы в результате длительного воздействия высокой температуры. Структура исходного монокристаллического сплава CMSX-4 представляет собой γ -твердый раствор, упрочненный частицами γ' -фазы размером $0,2 \dots 0,5$ мкм, объемная доля которой составляет примерно 71,5 об. % [6] (рис. 4, а, в, д). При длительных циклических высокотемпературных испытаниях в результате диффузионных процессов в монокристаллическом сплаве частицы упрочняющей γ' - Ni_3Al фазы коа-

гулируют с изменением морфологии и сращиваются, образуя так называемую рафт-структуру в виде расположенных параллельно пластин длиной до 10 мкм (рис. 4, б, з, е). Отрицательный мисфит (несоответствие периодов кристаллических решеток основных структурных γ - и γ' -фаз) является одной из причин возникновения внутренних напряжений [7]. Под воздействием этих напряжений и градиента температуры (изменения знака термических напряжений при нагреве–охлаждении) в случае термоциклических испытаний кубоидные частицы γ' -фазы специфическим образом коалесцируют путем сращивания в пластины или стержни, которые равновероятно ориентированы вдоль направления $\langle 100 \rangle$ (рис. 4, з, е) [6, 8].

Рафт-структура в условиях приложения внешней нагрузки представляет собой термодинамически более равновесную систему, поскольку уровень межфазной поверхностной энергии в ней

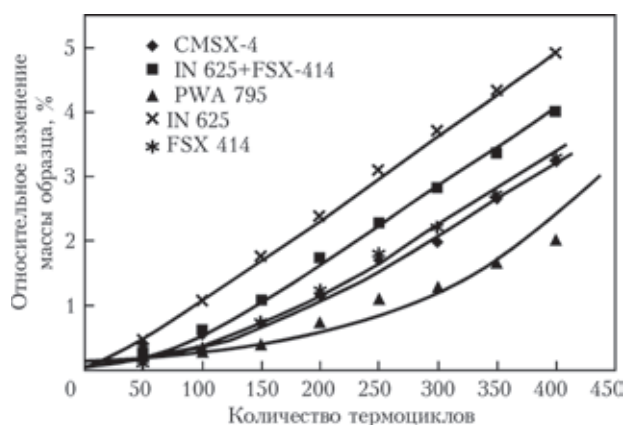


Рис. 5. Кинетика окисления различных присадочных материалов и сплава CMSX-4

ниже, чем в структуре с кубическими дисперсными выделениями γ' -фазы. В монокристаллах при отсутствии карбидных фаз и минимальном количестве эвтектической γ' -фазы рафт-структура является более совершенной и менее подвержена локальным изменениям. Кроме того, она обеспечивает более низкий темп разупрочнения материала: улучшает сопротивление ползучести, предотвращая движение дислокаций через слои [8, 9].

Как показано в работе [10], деформация материала при термическом воздействии в условиях термоциклирования развивается по механизму активного растяжения–сжатия. При длительном повторении цикла растяжения–сжатия это вызывает формирование субструктуры, благоприятной для зарождения трещин, особенно на этапе охлаждения и нарастания растягивающих напряжений. Важной особенностью деформации монокристалла является сохранение исходной кристаллографической ориентировки оси лопатки при многократном циклическом нагреве и охлаждении.

В процессе импульсной наплавки монокристалльного сплава возникает зона термического влияния (ЗТВ). В данной области (глубина 30...50 мкм) в результате температурного воздействия происходит частичное растворение упрочняющей γ' -фазы (рис. 4, а). В процессе термического воздействия при циклическом окислении в рассматриваемом объеме имеет место не только повторное выделение интерметаллидной фазы Ni_3Al , но и ее эволюция в сторону укрупнения и огрубления. Однако после 400 т/ц в $(\gamma+\gamma')$ -микроструктуре ЗТВ не было отмечено сращивания пластин упрочняющей фазы и образование рафт-структуры, что отчетливо наблюдалось во всех других областях материала основы (рис. 4, б, в, г, е).

Зависимость изменения массы образцов в условиях термоциклических испытаний (50↔1150 °C) приведена на рис. 5. Основным сплав CMSX-4 является жаропрочным термически стабильным материалом. Интенсивность его окисления при термоциклировании незначительная (по сравнению

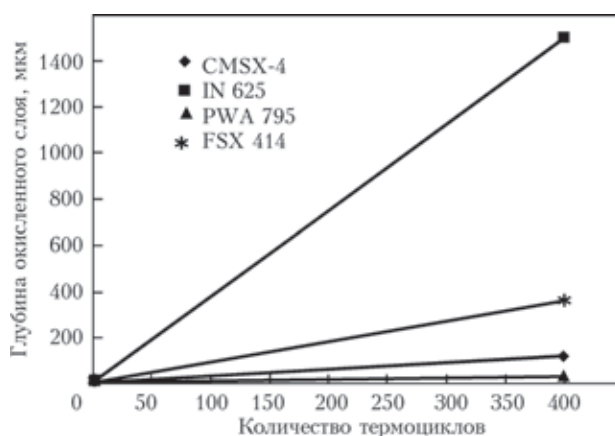


Рис. 6. Зависимость толщины оксидной пленки на поверхности наплавленных швов от различных присадок после термоциклических испытаний

с некоторыми из рассмотренных присадочных материалов), на что указывает относительно небольшой угол наклона экспоненциальной кривой окисления.

После 400 т/ц испытаний на поперечных микрошлифах наплавленных образцов определяли глубину и характер распределения продуктов окисления как в основном материале (сплаве CMSX-4), так и в материале швов (рис. 6). После окисления при $t_{\text{max}} = 1150$ °C сплава CMSX-4 его окалина состоит из двух слоев: внешнего толщиной 4 мкм – сложной шпинели на основе никеля Ni , $\text{Co}(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_4$ и внутреннего толщиной 5 мкм – на основе оксида Al_2O_3 . Пленка на основе оксида алюминия преимущественно сплошная и определяет жаростойкость сплава (рис. 7, а). Вместе с тем при быстром охлаждении сплава в условиях циклического окисления защитная пленка Al_2O_3 растрескивается и отслаивается. При каждом повторном цикле пленка (оксид Al_2O_3) образуется вновь, но при меньшем содержании алюминия. Последний расходуется из приповерхностных слоев базового сплава, что приводит к истощению его запаса и снижению жаростойкости основы [11]. При скалывании защитной пленки в отдельных местах наблюдали образование на поверхности образца пленки оксида никеля и подоксидной пленки на основе шпинели на глубине порядка 120 мкм при фронтальном окислении на глубину 8...10 мкм.

При увеличении времени испытаний образцы с наплавленными швами, полученными с применением никелевой присадки IN 625, окислялись более интенсивно при высокой температуре, чем с кобальтовой. За полное время проведения термоциклических испытаний (400 т/ц) наплавленные швы полностью выгорели: материал окислился, а продукты окисления осыпались при охлаждении, что наблюдалось визуально и на микрошлифах (см. рис. 1, б, в, рис. 7, б). ЗТВ под деградирован-

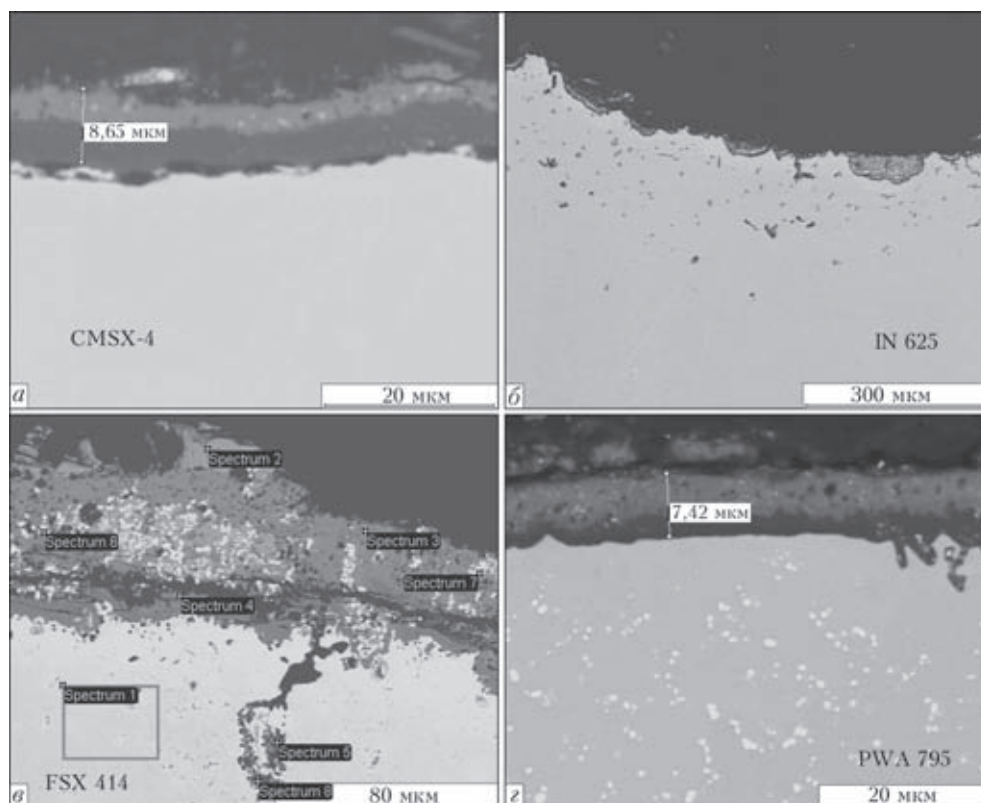


Рис. 7. Оксидная пленка на поверхности основного металла (а) и наплавленных швов, сформированных с помощью различных присадочных материалов после 400 т/ц

ным швом также подверглась внутреннему окислению (рис.7, б): наблюдались участки локального и фронтального повреждения поверхности сплава и выделение большого количества дискретных оксидных и грубых нитридных фаз, свидетельствующих о существенной деградации основного материала под швом.

Выбор сплава IN 625 в качестве присадочного материала для наплавки монокристалла был предопределен его высоким сопротивлением усталости, прочностью на разрыв, удовлетворительным сопротивлением ползучести, стойкостью против окисления, свариваемостью и технологичностью. Однако данные свойства сплава сохраняются при предельной температуре эксплуатации — 900...950 °С. Легирование сплава IN 625 титаном, молибденом, ниобием обеспечивает его жаропрочность. Однако при содержании молибдена более 3 мас. % (сплав IN 625 содержит 9 мас. % Mo) его жаростойкость снижается, так как при нагреве свыше 900 °С оксид молибдена MoO_3 является летучим.

Хром, входящий в состав IN 625 в количестве 21,5 мас. %, обеспечивает надежную защиту против окисления и коррозии при температуре 950...1000 °С, образуя пленку Cr_2O_3 . Защитные свойства Cr_2O_3 снижаются с повышением температуры (выше 1000 °С) на воздухе, так как происходит трансформация Cr_2O_3 в летучий

оксид CrO_3 . Соответственно при максимальной температуре испытаний 1150 °С поверхностный слой шпинели и защитной пленки на основе оксида хрома (III), прилегающие к металлу шва, разрушаются. Снижение массы образца при окислении при температуре выше 1100 °С связано также с возможным испарением окалина.

Швы, сформированные присадками на основе кобальта, успешно простояли в течение 400 ч циклических испытаний при температуре 1150 °С. Кинетические кривые окисления образцов располагаются в нижней части графика (см. рис. 5), что свидетельствует о меньшей скорости окисления по сравнению с никелевыми присадками.

Использование в качестве присадочного материала сплава FSX 414 позволило сформировать доста-

Таблица 2. Химический состав наплавленного шва, сформированного с применением присадочной проволоки FSX 414 после 400 т/ц (рис. 7, в), мас. %

Спектр	C*	O	Cr	Co	Ni	W
Spectrum 1	-	0,26	20,84	56,96	14,16	7,77
Spectrum 2	-	21,68	2,27	54,92	20,89	0,25
Spectrum 3	-	31,58	35,96	26,84	2,87	2,75
Spectrum 4	-	32,93	39,39	23,61	4,08	-
Spectrum 5	12,39	37,91	45,79	2,67	2,86	0,38
Spectrum 6	5,32	19,07	4,06	25,42	9,18	40,94
Spectrum 7	-	28,78	27,21	26,65	3,1	14,26
Spectrum 8	24,66	18,28	46,94	5,92	3,31	0,89

* Здесь и в табл. 4 углерод для определения типа структурных фаз дан качественно ввиду ошибки прибора (нагорания на образце).

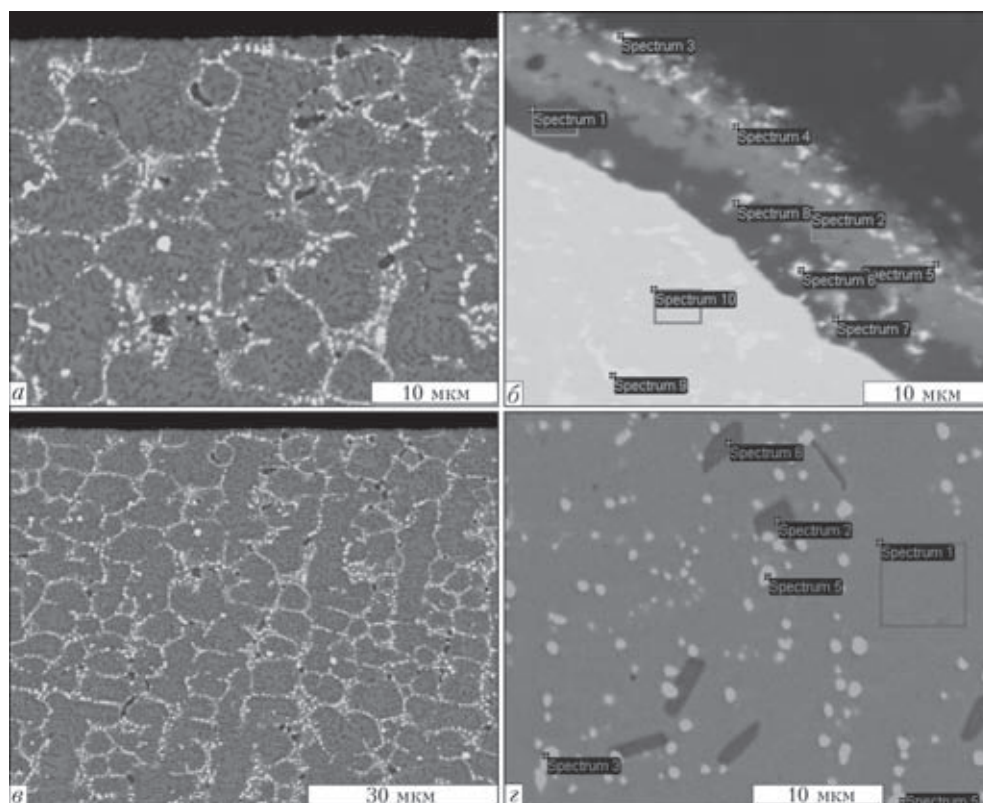


Рис. 8. Эволюция структуры присадочного материала PWA 795 до (а, в) и после (б, г) термоциклических испытаний

точно плотный окалиностойкий наплавленный шов на сплаве CMSX-4 (см. рис. 1, з, рис. 7, в). Основной легирующий компонент кобальтового сплава FSX 414 (хром в количестве 29 мас. %) обеспечил надежное сопротивление окислению наплаваемого материала при повышенной температуре. Матричный раствор сплава FSX 414 упрочнен за счет введения вольфрама (7,5 мас. %) и дисперсионно упрочнен карбидами преимущественно типа Me_2C_6 (углерод составляет 0,1...0,15 мас. %). В донной части уже сформированного шва присутствовали и другие типы карбидов MC (на основе тантала и гафния из базового сплава).

Толщина продуктов фронтального окисления на поверхности металла шва из сплава FSX 414 после испытаний составляла 40...80 мкм, а глубина внутреннего окисления — 400 мкм (рис. 7, в). Наблюдали гетерогенную морфологию оксидной пленки на поверхности шва на базе шпинелей на основе кобальта, хрома, никеля и локализованное проникновение продуктов окисления по границам зерен на глубину до 50 мкм (см. табл. 2). Как следует из микроструктуры шва после 400 т/ц испытаний, наиболее интенсивное окисление происходило в точке взаимодействия трех составляющих, а именно базового сплава, наплавленного материала и собственно атмосферы печи. В боковых зонах шва, прилегающих к основе, т. е. в зонах наиболее активной взаимодиффузии, наблюдали локальное формирование продуктов окисления (оксидов, нитридов) в металле шва и ЗТВ (см. рис. 1, з). В

противовес этому центр шва и область межфазной границы наплавленного материала и основы не была подвержена окислению и соответственно деградации материала. Таким образом, при термоциклическом окислении материал наплавки — сплав FSX 414 — показал удовлетворительные результаты по жаростойкости, а наплавленный им шов на монокристалльном сплаве CMSX-4 в большей части сохранился (даже при наличии поликристаллической структуры на линии сплавления, рис. 3, б).

Как видно из рис. 5, кинетическая кривая окисления образца с наплавкой из сплава PWA 795 (Co-15Ni-20Cr-4,4Al-8,7W-2,7Ta-1Hf-0,045Y-0,35C) расположена ниже всех. Данный материал оказался наиболее жаростойким по результатам высокотемпературных циклических испытаний. Применение сплава на кобальтовой основе обеспечило минимальную скорость окисления наплавленного шва (см. рис. 1, в), который сохранил свою конфигурацию после 400 т/ц испытаний (см. рис. 1, з, г).

На структуре исходного шва, наплавленного сплавом PWA 795, по всему фронту кристаллизации четко прослеживается ориентированный столбчатый дендритный рост закристаллизовавшегося металла вдоль направления монокристалла [001] (см. рис. 1, в, г). При сохранении плоского фронта кристаллизации на линии сплавления наблюдали эпитаксиальный рост наплавленного металла, когда дендриты избыточного твердого раствора на основе наплаваемого материала кристал-



лизуются, наследуя решетку зерен базового сплава (см. рис. 2, б). Что касается тонкой структуры металла шва, то она имеет трехфазное строение. Ее основу составляет матричный γ -твердый раствор и сетка карбидных фаз, обрамляющих тонкие дендриты (рис. 8, а, в). Как правило, при кристаллизации из жидкости образуются карбиды типа MeC на основе гафния, тантала, циркония и др.

После термоциклических испытаний глубина фронтального окисления по всей поверхности шва на основе сплава PWA 795 составляла 9...10 мкм. Защитная пленка была плотной и имела двухслойное строение, отмечена хорошая адгезия с наплавленным металлом шва (см. рис. 7, з, рис. 8, б). Внутренний слой, прилегающий к основе, по химическому составу соответствовал защитной пленке Al_2O_3 , а внешний слой – шпинели типа $(Ni, Co)(Cr, Al)_2O_4$ с включениями Al_2O_3 , TaO и Y_2O_3 (табл. 3) [11, 12].

Микротвердость металла шва, наплавленного сплавом PWA 795 (рис. 9), отражает изменения, которые протекают на межфазной границе наплавка/основа в процессе циклического окисления. После наплавки микротвердость металла шва достигала 4800 МПа, что обусловлено упрочнением матричного раствора междендритной сеткой карбидных фаз. В ходе испытаний в металле шва активно протекают диффузионные процессы, вызывающие частичное растворение вторичных упрочняющих фаз, в частности, карбидов MeC на основе тантала и гафния, которые трансформировались в глобулярные дискретные формы. С этим связано снижение микротвердости шва до 3200 МПа. Сглаживание кривой на графике по линии сплавления свидетельствует о процессах диффузии и выравнивании химического состава материала наплавки.

Повышенное сопротивление окислению наплавки из кобальтового сплава PWA 745 достигается за счет удачно выбранного химического состава наплавленного материала, содержащего, кроме основных, другие легирующие элементы, такие как 2,7 мас. % Ta, 1 мас. % Hf и 0,045 мас. % Y. Рассмо-

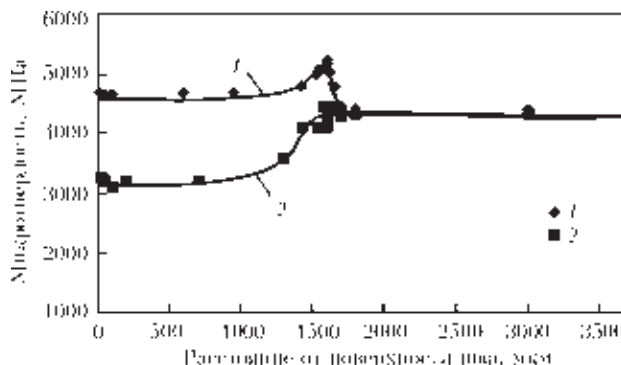


Рис. 9. Микротвердость металла шва, наплавленного материалом PWA 795 на монокристалльный сплав CMSX-4, до (1) и после (2) термоциклических испытаний

трим влияние (вклад) каждого из составляющих кобальтового сплава в функциональные характеристики наплавки монокристалльного никелевого сплава CMSX-4.

Легирующая система присадочного материала — сплава PWA 795 (Co–Ni–Cr–Al–W) имеет высокую термическую структурную стабильность (по сравнению с другими никелевыми присадками) в температурном интервале 800...1100 °С, поскольку при этом исключено фазовое $\gamma \rightarrow \gamma'$ -превращение при охлаждении в интервале 900...700 °С. Такая фазовая трансформация ассоциируется с объемными изменениями, особенно увеличением температурного коэффициента линейного расширения материала, приводящими к высоким термическим напряжениям, которые возникают в оксидной пленке при охлаждении [9, 12]. Кобальт, будучи основой материала присадки PWA 795, увеличивает растворимость хрома (его содержание — 20 мас. %) в матрице, затрудняя образование хрупкой хромовой фазы α -Cr, которая формируется в никелевых системах совместно с γ' - Ni_3Al и снижает сопротивление ползучести материала. В целом частицы α -Cr отрицательно влияют на механические свойства, например, на сопротивление усталости. Вместе с тем хром и алюминий улучшают окислительную стойкость наплавки.

Наличие около 15 мас. % Ni стабилизирует ГЦК решетку твердого раствора на основе ко-

Т а б л и ц а 3. Химический состав оксидной пленки на поверхности шва, наплавленного с применением присадочной проволоки PWA 795 после 400 т/ц (рис. 8, б), мас. %

Спектр	O	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Y	Hf	Ta	W
Spectrum 1	50,86	46,85	-	0,64	1,14	0,51	-	-	-	-
Spectrum 2	40,9	25,05	-	6,03	18,05	9,97	-	-	-	-
Spectrum 3	28,74	1,73	1,07	0,82	2,11	1,18	13,25	28,91	18,59	3,61
Spectrum 4	35,93	10,94	0,59	3,76	10,34	5,59	5,73	3,86	15,3	7,96
Spectrum 5	39,92	17,73	1,08	5,42	14,65	8,1	-	3,33	9,34	0,43
Spectrum 6	36,56	20,56	2,33	0,96	1,25	0,46	-	6,55	29,53	1,82
Spectrum 7	42,26	30,38	1,22	0,49	1,03	0,18	-	6,27	17,06	1,13
Spectrum 8	45,11	24,28	2,09	1,68	2,13	1,18	-	5,54	16,59	1,4
Spectrum 9	-	1,2	2,1	9,21	18,87	7,57	-	20,18	36,89	3,98
Spectrum 10	-	3,81	-	21,07	45,19	18,67	-	-	0,71	10,55



бальта, а хром и вольфрам (8,7 мас. %) соответственно упрочняют твердый раствор.

Тантал и гафний в количестве 2,7 и 1 мас. % совместно, присутствующие в композиции материала, улучшают механические свойства никелькобальтовых сплавов, упрочняя γ -твердый раствор (Ta) и облагораживая морфологию карбидных фаз.

Хотя для наплавки монокристаллов стремятся применять низкоуглеродистые композиции присадочных материалов, в случае сплава PWA 795 содержание углерода достигает 0,35 мас. %. Однако наличие данного компонента не способствует развитию диффузионных процессов на линии сплавления ввиду образования карбидных фаз типа MeC, т. е. полного связывания углерода в химическое соединение. При довольно широкой области взаимной растворимости и высокой температуре образования карбиды MeC имеют форму, близкую к округлой. Карбиды, располагаясь по границам дендритов/зерен и внутри дендритных ячеек, выполняют модифицирующие функции, способствуют измельчению зерен и препятствуют рекристаллизации при высокой температуре. Они упрочняют как само зерно, так и его границы, тормозя диффузионные процессы и миграцию дислокаций, повышая тем самым термостабильность сплавов. С этой точки зрения карбиды (Ta, Hf, W)C в наплавленном металле являются основным упрочнителем при температуре до 1200 °C и выше. Превалирующий в шве монокарбид TaC более прочно связан с матрицей по сравнению с другими карбидными фазами.

Легирование сплава PWA 795 гафнием в количестве 1 мас. % вызывает относительное уменьшение объемной доли выделений карбидов шрифтовой морфологии. Образовавшиеся в первую очередь частицы карбидов (Hf,Ti)C являются дополнительными центрами кристаллизации и способствуют выделению карбидов в более благоприятной форме в виде дискретных ограниченных частиц, что наблюдалось нами после испытаний (см. рис. 8, з, табл. 4). Легирование гафнием улучшает сопротивление окислению металла шва [9].

Алюминий, присутствующий в материале наплавки (4,4 мас. %), играет важную роль в обеспечении жаростойкости наплавляемых швов. Во-первых, в металле шва он гарантирует форми-

рование в процессе окисления пленки Al_2O_3 , сохраняющей свои защитные свойства при температуре выше 1000 °C. Во-вторых, при исследовании исходной структуры металла наплавленного шва, кроме упрочняющих карбидных фаз в матричном растворе, наблюдаются регулярные выделения интерметаллидной фазы β -(Ni,Co)Al размером 0,5...0,7 мкм, обеспечивающие жаростойкость металла. Интерметаллидная фаза, присутствующая в сплаве PWA 795, имеет высокую стабильность в кобальтовой матрице по сравнению со сплавами на никелевой основе при температуре выше 1000 °C. Это можно объяснить медленной диффузией алюминия и иттрия к поверхности во время выдержки при высокой температуре. В процессе испытаний данная фаза коагулирует, при этом сохраняется в большей части наплавленного шва и является резервом алюминия в композиции шва (см. рис. 8, з, табл. 4) [13].

Известно, что иттрий в количестве 0,34...0,4 мас. % (наряду с редкоземельными элементами – церием, лантаном, гадолинием) оказывает эффективное защитное действие при высокотемпературном окислении [14].

Ранее рассмотренное уменьшение массы образцов наплавленных сплавами, не содержащими иттрия, обусловлено тем, что во время охлаждения при каждом цикле испытаний окалина растрескивается и отслаивается. Плохая адгезия пленки с подложкой связана с наличием пор, которые образуются в результате конденсации вакансий на границе окалина–подложка, формирующихся в результате диффузии элементов из металла в оксидную пленку. Введение иттрия в никелевые (кобальтовые) сплавы приводит к значительному уменьшению микропористости оксидной пленки [15]. Установлено уменьшение дефектности пленки Cr_2O_3 благодаря внедрению в нее иттрия [16]. Этот эффект уменьшает диффузионный поток ионов кислорода вследствие большого атомного радиуса, выделяясь преимущественно на вакансиях, дислокациях, субграницах и границах зерен. В результате этого затормаживаются диффузионные процессы и соответственно вырастает жаростойкость защитной пленки.

Благодаря большей химической активности иттрия к кислороду, чем металла основы, в том чис-

Т а б л и ц а 4. Химический состав металла шва, наплавленного с применением присадочной проволоки PWA 95 после 400 т/ц (рис. 8, з), мас. %

Спектр	C*	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Hf	Ta	W
Spectrum 1	2,52	3,83	-	20,36	43,55	18,09	0,73	0,46	10,46
Spectrum 2	6,36	13,84	0,39	9,89	33,76	29,96	-	2,07	3,73
Spectrum 3	11,54	0,6	2,51	4,89	10,1	4,3	22,56	40,9	2,59
Spectrum 4	8,98	0,64	2,72	4,03	8,39	3,24	26,8	42,92	2,27
Spectrum 5	9,65	0,46	2,86	3,92	8,69	3,34	22,57	46,67	1,85
Spectrum 6	5,05	14,13	0,48	9,86	34,77	29,69	-	1,56	4,45



ле хрома и алюминия, иттрий связывает поступающий кислород, высвобождая относительно большое количество резервного хрома в поверхностных слоях, и таким образом, обеспечиваяokaлиностойкость металла наплавки.

В результате легирования иттрием возникает зона, содержащая высокодисперсные оксидные частицы Y_2O_3 в приповерхностном слое окарины. Наличие иттрия подавляет на сплаве или шве образование оксидов NiO и $NiWO_4$, не обладающих защитными свойствами, благодаря стабилизации Cr_2O_3 , Al_2O_3 и шпинели $Ni(Cr, Al)O_4$. В результате внедрения в них иттрия и растворения оксида Y_2O_3 образуются оксиды $(Cr, Y)_2O_3$ и $Ni(Cr, Al, Y)O_4$. Подтверждением внедрения иттрия в оксиды являются необычно большие значения параметров их решеток: у $(Cr, Y)_2O_3$ $a = 5,42...5,43$ нм, а у $Ni(Cr, Al)O_4$ $a = 8,35$ нм.

Защитная способность оксидов также обусловлена меньшим количеством дефектов в их кристаллической решетке, большей силой связи ионов, меньшим коэффициентом самодиффузии в ней и в образовании поверхностной оксидной защитной пленки с более плотной структурой, чем у оксидов NiO и $NiWO_4$.

Иттрий используют для улучшения жаростойкости сплавов различного типа и покрытий, на которых в процессе окисления образуется защитная пленка Al_2O_3 . Он способен улучшать жаростойкость сплавов. Если в сплаве достаточно хрома, то при окислении и образовании пленки Cr_2O_3 , иттрий улучшает ее жаростойкость не только при статическом, но и при циклическом окислении (особенно для кобальтовых сплавов) [9, 11].

При циклическом окислении сплава с иттрием (как в нашем случае) защитная пленка в основном сохраняет свою целостность и имеет хорошую адгезию с защищаемой подложкой. При высоком сродстве к кислороду иттрий активно диффундирует на межфазную границу (с окислительной средой) и образует оксиды [17]. Эти иттрийсодержащие частицы локализуются вблизи защитной пленки Al_2O_3 , т. е. в зоне с высокой активностью кислорода и алюминия (хрома) и легко обогащаются алюминием, что приводит к образованию иттриевых гранатов $YAlO_3$ или YAl_5O_{12} . Именно данные соединения прорастают в защитную пленку Al_2O_3 и обеспечивают надежное зацепление пленки с подложкой [13].

Таким образом, высокая жаростойкость наплавляемого материала — сплава PWA 795 — определена оптимальным легированием кобальтовой основы и модифицированием ее активными компонентами (иттрием и гафнием) [18]. В данной композиции иттрий обеспечивает высокую адгезию оксидной пленки с материалом наплавки.

При достаточном резерве и малой скорости диффузии иттрия к поверхности в кобальтовом сплаве также обеспечивается высокая стабильность интерметаллида $Ni(Co)Y$ по сравнению со сплавами типа $Ni-Co-Cr-Al$, что определяет жаростойкость наплавляемого металла. Иттрий стабилизирует оксидные пленки оксида алюминия и оксида хрома на поверхности сплава, что обеспечивает повышенное сопротивление окислению и позволяет в некоторых случаях обходиться без применения защитных покрытий на турбинных лопатках.

Гафний положительно влияет на прочностные и пластические свойства наплавляемого сплава. Модифицирующая роль гафния проявлялась в том, что в процессе окисления дисперсные частицы HfO_2 «декорируют» внутренние границы пленки $\alpha-Al_2O_3$ (см. рис. 8, б, табл. 3). Это упрочнение границ положительно влияет на сопротивление ползучести оксидной пленки [18].

Вопрос комплексного ремонта включает не только восстановление наплавкой верхнего торца пера лопатки, но и последующие операции механической (абразивной) обработки изделия, формирование верхнего торца пера (усика) лопатки, финишную двухстадийную термообработку изделия, включая и нанесение защитного покрытия. Актуальной в данных условиях является задача защиты рабочей поверхности монокристаллических лопаток, работающих при температуре $1100...1200$ °C и изготовленных из ренийсодержащих монокристаллических сплавов с предельным содержанием легирующих элементов. Легирование жаропрочных никелевых сплавов тугоплавкими металлами и уменьшение количества элементов, обеспечивающих удовлетворительную жаростойкость поверхности изделий горячего тракта ГТУ, а также исключение из состава углерода, требует применения защитных покрытий, предохраняющих от высокотемпературного окисления.

При выборе композиций покрытий необходимо учитывать химию базового сплава, жаростойкость покрытия, которая определяется не только интегральным содержанием алюминия, хрома, кобальта и др., временем потери его работоспособности по механизму: $\gamma + \beta(NiAl) \rightarrow \gamma + \beta + \gamma'(Ni_3Al) \rightarrow \gamma + \gamma'$, но и способностью к восстановлению пленки шпинели $\alpha-Al_2O_3 + \alpha-Cr_2O_3$ или $Ni(Cr, Al)_2O_4$, комплексом физических, химических и механических свойств.

Параллельно с наплавкой на монокристалльный сплав CMSX-4 проводили работы по наплавке материала PWA 795 на сплав равноосной кристаллизации ЗМИ-3У с последующим осаждением жаростойкого покрытия системы $Co-Ni-Cr-Al-Y$. Результаты исследований показали хорошее сочетание материала подложки и ремонтной наплавки

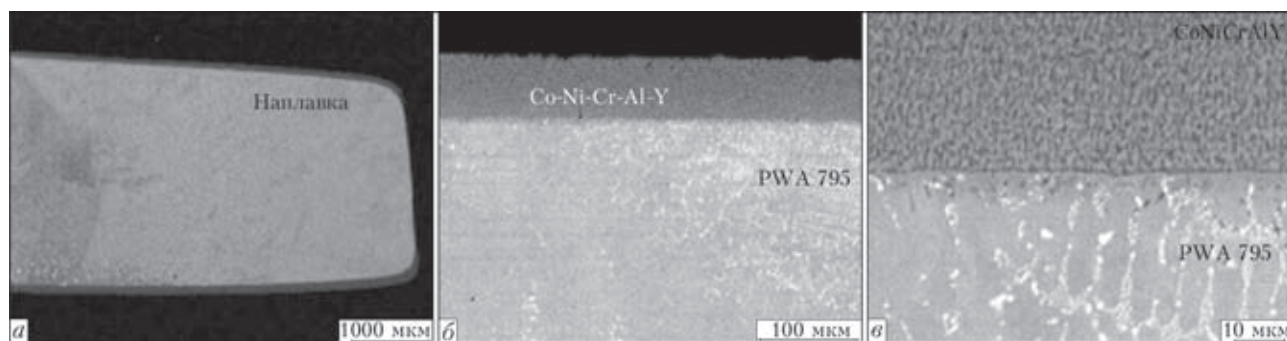


Рис. 10. Микроструктура торца рабочей лопатки ГТК-10-4, восстановленного методом наплавки ТИГ с осажденным защитным покрытием

с защитным слоем покрытия. Межфазные границы были плотными, бездефектными, без явно выраженных развитых диффузионных зон (рис. 10).

Для подтверждения выше установленных положительных моментов применения наплавки PWA 795 на монокристалльный сплав CMSX-4 целесообразно провести комплексный ремонт рабочей лопатки с последующим электронно-лучевым осаждением термобарьерного покрытия NiCoCrAlY/ZrO₂-Y₂O₃.

Выводы

1. Для сравнительной оценки жаростойкости присадочных материалов, наплавляемых на монокристалльный сплав CMSX-4, были проведены термоциклические испытания (при $t_{\max} = 1150$ °С, время одного цикла – 1 ч) образцов с наплавленными швами и образца базового сплава.

2. Сплав IN 625 является хорошим материалом для ремонта изделий наплавкой из жаропрочных сплавов при рабочей температуре деталей до 950 °С. При более высокой температуре и жестких термоциклических режимах нагружения сформированные швы полностью прогорают. Следовательно, использование жаростойкого покрытия на лопатках, где имеется подобный ремонт, не обеспечивает удовлетворительную защиту от окисления при высоких температурах эксплуатации современных теплонапряженных ГТУ.

3. По кинетике окисления наиболее жаростойким оказался присадочный материал PWA 795, который обеспечил минимальную скорость окисления наплавленного шва. Толщина фронтальной оксидной пленки на поверхности шва не превышала 10 мкм при локальной глубине окисления не более 30 мкм. Формирующаяся на шве PWA 795 оксидная пленка имеет двухслойное строение и обеспечивает хорошую защиту наплавляемого металла от высокотемпературного окисления. Отмечается хорошая адгезия пленки с металлом шва благодаря легирующему комплексу сплава и содержанию в нем иттрия.

4. Тантал и гафний связывают углерод (0,35 мас. %) в карбидные фазы MeC и улучшают их морфологию, соответственно совершенствуя механизм карбидного упрочнения. Тантал, присутствующий в сплаве в количестве 2,7 мас. %, влияет на термическую стабильность материала наплавки, а гафний улучшает пластичность металла шва, благодаря диспергированию карбидных частиц по границам зерен и их сфероидизации.

5. Наличие алюминия и никеля в материале кобальтовой присадки способствует образованию в шве β -(Ni,Co)Al-фазы, обеспечивающей жаростойкость материала. Данная фаза сохраняется в большей части шва и после 400 т/ц испытаний.

6. Присадочные материалы на кобальтовой основе обеспечивают удовлетворительную жаростойкость при высокой (1150 °С) температуре испытаний. Швы, сформированные с применением кобальтовых присадочных материалов, не подвержены возникновению трещин вследствие дисперсионного твердения (подобно никелевым) даже при наличии зерен случайной ориентации, возникающих в процессе кристаллизации. Выбор присадки на основе кобальта оправдан также тем, что основная упрочняющая фаза в них — карбиды — более стабильны, чем γ' -фаза (в никелевых сплавах) и растворяются в меньшей степени при температуре 1150 °С.

1. Shukin S., Annerfeldt M., Bjorkman M. Siemens SGT-800 industrial gas turbine enhanced to 47 MW. Design modifications and operating experience // Proc. of ASME turbo expo 2008: Power for land, sea and air GT2008, June 9–13, 2008, Germany. – P. 1–6.
2. Wilson B. C., Hickman J. A., Fuchs G. E. The effect of solution heat treatment on a single-crystal Ni-based superalloy // JOM. – 2003. – № 3. – P. 35–40.
3. Wortman D. J., Duderstadt E. C., Nelson W. A. Bond coat development for thermal barrier coating // Trans. ASME. J. Eng. Gas Turbines Power. – 1990. – 112, № 10. – P. 527–530.
4. Восстановление монокристалльных рабочих лопаток с применением аргонодуговой наплавки и нанесения теплозащитного покрытия. Ч. I / А. Ф. Белявин, Д. А. Федотов, В. В. Куренкова и др. // Совр. электрометаллургия. – 2013. – № 1. – С. 49–57.
5. Anderson T. D., DuPont J. N. Stray grain formation and solidification cracking susceptibility of single crystal Ni-base superalloy CMSX-4 // Met. and materials Trans A. – 2010. – 41, № 1. – P. 181–195.



6. *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов* / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. – М.: Машиностроение, 1997. – 336 с.
7. *Temperature dependence of lattice parameter, misfit and thermal expansion coefficient of matrix, γ' -phase and superalloy* / D. Sieborge, H. Brehm, F. Wunderlich et al. // *Z. Metallkd.* – 2001. – **92**. – P. 58–61.
8. *Caron P., Lavigne O.* Recent studies at ONERA on superalloys for single crystal turbine blades // *J. AerospaceLab.* – 2011. – Issue 3, № 11. – P. 1–14.
9. *Каблов Е. Н.* Литые лопатки газотурбинных двигателей. – М.: МИСиС, 2001. – 632 с.
10. *Тихомирова Е. А., Азизов Т. Н., Сидохин Е. Ф.* О термической усталости жаропрочных сплавов // *Авиац. материалы и технологии.* – 2012. – № 3. – С. 3–5.
11. *Коломыцев П. Т.* Жаростойкие диффузионные покрытия. – М.: Металлургия, 1979. – 272 с.
12. *Jackson R. D.* The effect of bond coat oxidation on the microstructure and endurance of two thermal barrier coating systems: *Dis.*, 2009. – 193 p.
13. *Toscano J.* Influence of composition and processing on the oxidation behavior of MCrAlY-coatings for TBC applications // *Energy & Environment Band.* – 2008. – **28**. – P. 187.
14. *Никитин В. Н.* Коррозия и защита лопаток газовых турбин. – Л.: Машиностроение, 1987. – 272 с.
15. *Tien I. K., Rand W. H.* The effect of active element addition in void formation during oxidation // *Ser. Metal.* – 1972. – № 1. – P. 55–57.
16. *Michels H. T.* The effect of dispersed reactive metal oxides on the oxidation resistance of nickel – 20 % chromium alloys // *Met. Trans.* – 1976. – № 3. – P. 379–388.
17. *Долговечность конденсационных ТЭП на современном жаропрочном никелевом сплаве* / В. С. Малашенко, А. Н. Шелковой, В. В. Грабин и др. // *Пробл. СЭМ.* – 2000. – № 1. – С. 23–34.
18. *Liu J.* Mechanism of lifetime improvement in thermal barrier coatings with Hf/ or Y modification of CMSX-4 superalloy substrates: *Dis.*, 2007. – 209 p.

Поступила в редакцию 25.10.2013

НОВАЯ КНИГА

Во втором квартале 2014 г. выйдет в свет книга

Л. М. Лобанов, В. И. Махненко, А. С. Миленин. Практические рекомендации Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины по ремонту сваркой магистральных трубопроводов без вывода из эксплуатации. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2014. — 8 печ. л.

Издание посвящено вопросам оценки несущей способности магистральных газо- и нефтепроводов с обнаруженными характерными технологическими и эксплуатационными дефектами формы и несплошности материала, а также типичным методам ремонта сваркой без вывода из эксплуатации. В частности, обобщены основные аспекты актуальных отечественных и зарубежных нормативных документов, современные подходы механики разрушения и численного анализа напряженно-деформированного состояния сварных конструкций, новейшие разработки специалистов Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Сформулированы практические инженерные алгоритмы, позволяющие оценивать фактическую степень поврежденности участков магистральных трубопроводов на основе данных технической диагностики, планировать ремонт дефектных трубопроводных элементов без вывода их из эксплуатации с позиций эффективности и безопасности проведения работ, прогнозировать ресурс эксплуатации участков трубопровода после ремонта.

Для инженерного персонала организаций, эксплуатирующих магистральные трубопроводы, специалистов неразрушающего контроля и технической диагностики трубопроводных систем, научных работников, занимающихся вопросами прочности сварных конструкций и методами восстановления их несущей способности, и преподавательского состава высших учебных заведений соответствующего профиля.

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



ЛАЗЕРНОЕ И ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 38ХНЗМФА

В. Д. ШЕЛЯГИН, Л. И. МАРКАШОВА, В. Ю. ХАСКИН, А. В. БЕРНАЦКИЙ, О. С. КУШНАРЕВА
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены технологии лазерного и лазерно-микроплазменного легирования поверхностных слоев образцов из конструкционной стали 38ХНЗМФА с введением порошковых присадочных материалов на основе карбида вольфрама и хрома, способствующих повышению физико-механических характеристик изделий, изготовленных из этой стали. Методами световой микроскопии и аналитической растровой электронной микроскопии изучены структурные превращения, концентрационные изменения, причины трещинообразования в обработанных поверхностных слоях при различных режимах легирования. Показано, что склонность к трещинообразованию при лазерном и лазерно-микроплазменном легировании образцов из стали 38ХНЗМФА обусловлена прежде всего структурными (размер кристаллитов, коэффициент их формы α) и концентрационными изменениями, связанными с перераспределениями элементов, в частности, хрома, что приводит к формированию резких зернограницных концентрационных градиентов. Отсутствие микротрещин в зоне сплавления при лазерно-микроплазменном способе легирования позволяет сделать вывод о перспективности применения данного способа для поверхностной обработки изделий, изготовленных из стали 38ХНЗМФА. Библиогр. 6, рис. 9.

Ключевые слова: конструкционная сталь, обрабатываемые поверхности, лазерное легирование, структура

Общие тенденции развития современного машиностроения заключаются в интенсификации производственных процессов за счет повышения основных технологических параметров (температуры, давления, концентраций реагирующих веществ и др.), что обуславливает повышение требований к надежности эксплуатационного оборудования, механизмов и машин. Непрерывное уменьшение массы и размеров механизмов, увеличение их мощности приводят к повышению нагрузок и напряжений в деталях, что, в свою очередь, требует разработки и перехода к новым, более надежным конструкционным материалам.

В настоящее время объемное легирование сталей становится неэкономичным из-за большого расхода дорогостоящих материалов [1]. Но уровня эксплуатационных свойств нелегированных сталей недостаточно для использования в современной промышленности. Один из выходов — применение поверхностного легирования сталей и сплавов, что позволяет получить требуемые свойства поверхности при минимальном расходе легирующих элементов.

Большинство традиционных методов поверхностного легирования как правило базируется на процессах диффузионного насыщения элементами из газовой или жидкой фазы в сочетании с термической (химико-термической) обработкой [2]. Однако применение обычно используемой химико-термической или объемной термической обработки во мно-

гих случаях недостаточно для получения заданного уровня эксплуатационных свойств.

Поэтому, учитывая проблемы, возникающие при применяемых в настоящее время технологиях упрочнения, развитие инженерии поверхности на современном этапе предполагает разработку технологических процессов нового уровня, позволяющих модифицировать поверхностный слой, радикально менять его структуру и свойства [3]. При этом для модифицирования поверхности металлов предпочтение отдается методам упрочняющей обработки, использующим в качестве теплового источника концентрированные потоки энергии: ионные, лазерные, ультразвуковые, электронный луч и другие.

Учитывая тот факт, что лазерные технологии позволяют успешно решать проблему создания материалов с заданным комплексом свойств путем целенаправленного формирования требуемой структуры по всему объему металла, появляется возможность использования лазерной обработки и для упрочнения более локальных объемов, а именно — поверхностных слоев обрабатываемого материала. Использование такого подхода лазерного легирования создает возможность формировать поверхности, характеризующиеся высоким уровнем твердости, теплостойкости, износостойкости и коррозионной стойкости. Поэтому данная работа посвящена исследованию поверхностного легирования стали и структур поверхностей, формирующихся в различных условиях облучения с



целью оптимизации технологических режимов лазерного легирования.

Материал и методы исследования. В ходе исследований выполняли лазерное и лазерно-микроплазменное поверхностное легирование торцевой поверхности кольцевых образцов из конструкционной стали 38ХНЗМФА. Химический состав стали 38ХНЗМФА (ГОСТ 4543–71), мас. %: 0,33...0,40 С; 0,17...0,37 Si; 0,25...0,5 Mn; 3,0...3,5 Ni; 1,2...1,5 Cr; 0,35...0,45 Mo; 0,10...0,18 V; <0,3 Cu; <0,025 S; <0,025 P.

Механические характеристики стали 38ХНЗМФА при $T = 20^\circ\text{C}$ (диаметр прутка 25 мм): $\sigma_B = 1180$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1080$ МПа; $\delta = 12\%$; $\psi = 50\%$; $KCU = 780$ кДж/м². При лазерном легировании использовали механическую смесь порошков фракции 0...40 мкм со следующим составом (мас. %): 46(WC–W₂C) + 46Cr + 4Al + 4Si, а при лазерно-микроплазменном легировании – 48(WC–W₂C) + 48Cr + 4Al.

Для лазерного легирования использовали Nd:YAG-лазер «DY044» производства фирмы «ROFIN-SINAR» (Германия) с длиной волны излучения $\lambda = 1,06$ мкм. Оборудование и технологии лазерно-плазменного легирования разработаны в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. На базе трехкоординатного манипулятора «Ласточка-1» был смонтирован лабораторный стенд.

Лазерное излучение передавалось по изготовленному из кварцевого стекла оптическому волокну диаметром 600 мкм и длиной 20 м. Из оптоволокну лазерное излучение поступало в коллиматор, где преобразовывалось с помощью системы оптических элементов, приобретало необходимые геометрические размеры и затем передавалось на фокусирующую кварцевую линзу диаметром 50 мм с фокусным расстоянием $F = 200$ мм. Обработку выполняли при варьировании мощности лазерного излучения

в пределах $P = 3,0...4,4$ кВт, скорости обработки $v = 24...45$ м/ч и величины расфокусировки излучения $\Delta F = 30...45$ мм. Более детальное состояние исследуемых образцов представлено на блок-схеме (рис. 1).

Эксперименты по лазерному легированию проводили по схеме, приведенной в работе [4]. При этом неподвижный образец располагался на предметном столе, а лазерная головка закреплялась на подвижной каретке манипулятора. Конструкция лазерной головки позволяла вести обработку образца с осевой подачей лазерного излучения и присадочной порошковой смеси. Последняя транспортировалась в сопловую часть головки аргоном, а дозирование при этом осуществлялось вибрационным питателем производства ИЭС им. Е. О. Патона. Для предотвращения попадания в оптический тракт отраженного от поверхности ванны расплава излучения лазерную головку закрепляли под углом 10° к вертикальной оси.

При проведении экспериментов по лазерно-микроплазменному легированию лазерная головка и микроплазматрон базировались на неподвижной опоре. Образцы закрепляли в захватах, установленных на подвижной каретке трехкоординатного манипулятора (рис. 2). Торцевую поверхность образца в виде кольца легировали линейно, при продольном перемещении каретки. При этом на поверхности образца образовывалась ванна расплава глубиной до 2 мм, в которую струей ламинарной аргоновой плазмы подавали механическую смесь порошков. Питание микроплазмотрона при этом осуществляли источником МПУ-4 на токе 40...50 А и напряжении около 32 В. Дистанция от сопла микроплазмотрона до зоны обработки составляла 120...150 мм. Угол сходимости осей лазерного излучения и микроплазменной струи составлял $30...45^\circ$.



Рис. 1. Блок-схема исследуемых образцов

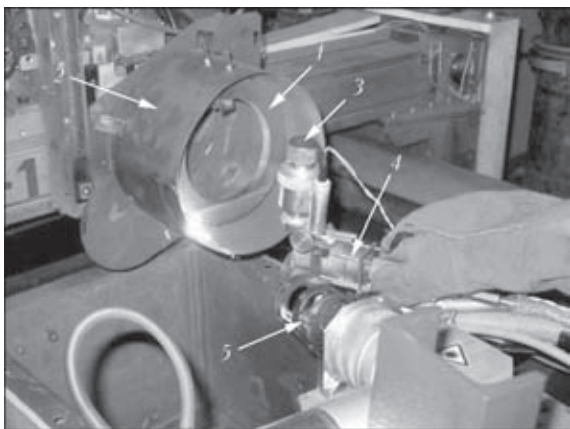


Рис. 2. Стенд для поверхностного лазерно-микроплазменного легирования: 1 – образец, закрепленный в захватах; 2 – защитный кожух; 3 – дозатор порошка; 4 – микроплазматрон; 5 – лазерная фокусирующая головка

Металлографические исследования для определения общей закономерности формирования структуры поверхности легированных слоев, полученных различными методами (лазерное и лазерно-микроплазменное легирование) проводили методом световой микроскопии на «Versamet-2». Содержание элементов в твердом растворе и в отдельных включениях исследовали методом аналитической растровой электронной микроскопии на установке СЭМ-515 (фирма «Philips», Голландия).

Характер действия лазерного легирования. Проведенные исследования процесса лазерного легирования показали, что при плотностях мощности излучения $W_p = 10^5 \dots 10^6$ Вт/см² происходит активный локальный разогрев присадочного материала, способствующий образованию парогазовой фазы над поверхностью жидкой фазы (ванны расплава). При этом в последней возникают турбулентные течения, приводящие к перемешиванию основного и присадочного материалов [4]. Кроме того, перемещение лазерного луча приводит к разнице сил поверхностного натяжения в центральной и хвостовой частях ванны расплава, что в совокупности с действием давления пара и турбулентными течениями расплава способствует

сравнительно равномерному распределению присадочного материала по всей глубине ванны расплава и образованию легированного слоя.

Повышение плотности мощности лазерного излучения свыше 10^6 Вт/см² приводит к переходу в режим кинжального проплавления, характеризующегося образованием парогазового канала в ванне расплава [4, 5]. Последнее приводит к таким нежелательным явлениям, как выгорание химических элементов присадочного материала, образованию пор и раковин (из-за схлопывания парогазовой каверны на поверхности, с образованием свищей внутри обрабатываемого слоя из-за малого времени существования жидкой фазы), увеличению зоны термического влияния (ЗТВ) и переходной зоны, выбросу металла основы в легированный слой. Во избежание указанных дефектов при проведении экспериментов плотность мощности излучения в пятне нагрева не увеличивали свыше примерно $(8 \dots 10) \cdot 10^5$ Вт/см².

Снижение плотности мощности излучения менее $(2 \dots 4) \cdot 10^4$ Вт/см² приводило к отсутствию однородно переплавленного слоя металла.

Структурные исследования. Металлографические исследования выполняли в различных участках каждого из образцов: легированный слой → зона сплавления → основной металл на 11 образцах (отличающиеся параметрами технологических режимов).

Лазерную обработку поверхности выполняли при мощности $P = 3,5$ кВт с различной скоростью легирования $v = 24 \dots 45$ м/ч, а также при увеличении мощности P до 4,4 кВт с $v = 24 \dots 42$ м/ч. Лазерно-микроплазменную обработку выполняли при постоянной мощности $P = 3$ кВт при отличающейся скорости легирования (изменялась от 30 до 45 м/ч) с наложением различного количества дорожек.

Лазерное легирование. Установлено, что при лазерном легировании (как при $P = 3,5$, так и при 4,4 кВт) толщина легированного поверхностного слоя $\delta_{л. сл}$ изменяется от 1,55 до 2,1 мм при увеличении скорости легирования $v = 24, 30, 45$ м/ч. Металл поверхностного легированного слоя имеет четко выраженную структуру протяженной формы ($h \times l$) кристаллитов (где h — ширина, l — протяженность кристаллита), размер которых составляет в среднем $h \times l = 15 \times 85$ мкм при $v = 24$ м/ч, 20×80 мкм для $v = 30$ м/ч, при $v = 45$ м/ч $h \times l$ составляет 15×100 мкм (рис. 3, а). Таким образом, наблюдается изменение коэффициентов формы α кристаллитов [6], значение которых в среднем: для $v = 24$ м/ч $\alpha = 5$, для $v = 30$ м/ч $\alpha = 3$, а при увеличении скорости

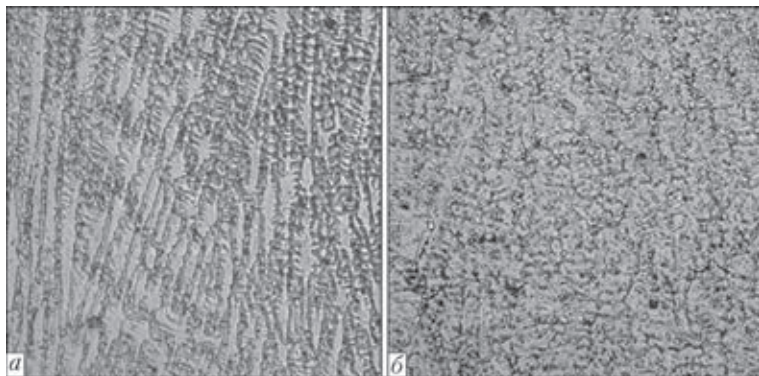


Рис. 3. Микроструктура ($\times 500$) поверхностных слоев конструкционной стали 38ХНЗМФА в условиях лазерного (а) и лазерно-микроплазменного легирования (б)

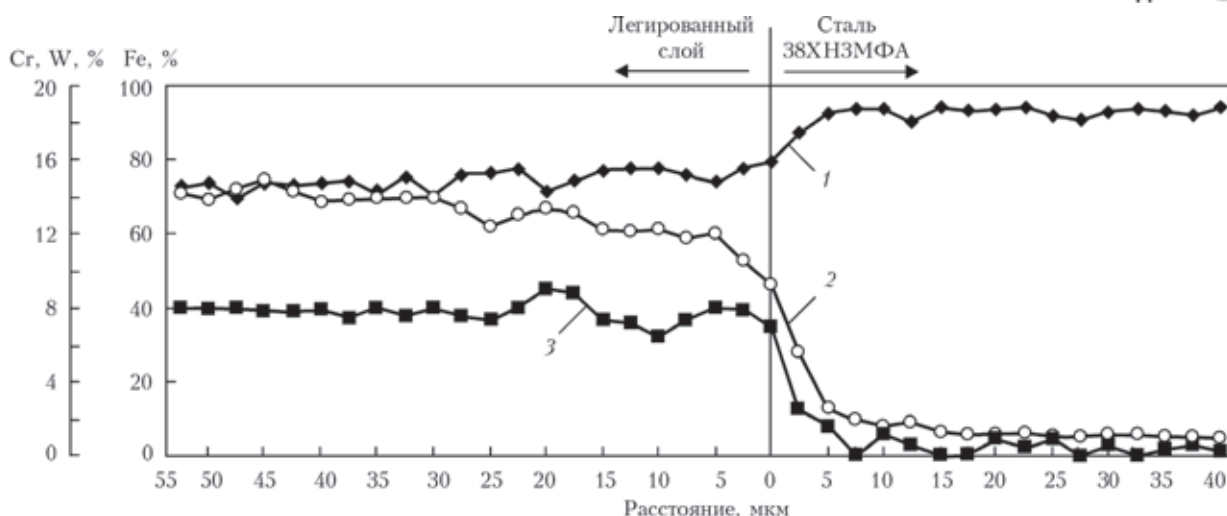


Рис. 4. Концентрационные изменения железа (1), хрома (2), вольфрама (3) от внешней поверхности легированного слоя к основному металлу (сталь 38ХНЗМФА) после лазерного легирования ($P = 3,5$ кВт; $v = 30$ м/ч)

сти лазерного легирования до $v = 45$ м/ч коэффициент формы возрастает до $\alpha = 6$. Зафиксировано также увеличение микротвердости в легированном слое в зависимости от увеличения скорости (от 24 до 45 м/ч) легирования при $P = 3,5$ кВт в среднем на 30...36 %.

Со стороны стали 38ХНЗМФА (основного металла) непосредственно у линии сплавления наблюдается зона термического влияния (ЗТВ), ширина которой увеличивается от 1,30 до 1,65 мм с возрастанием микротвердости в этой зоне при увеличении скорости легирования соответственно от $v = 24$ до 45 м/ч. При этом следует отметить, что если в основном металле наблюдается структурная смесь из сорбита и мартенсита, то структура металла ЗТВ имеет мартенситную структуру для всех рассматриваемых случаев скоростей легирования. Кроме того, исследованы концентрационные изменения в обработанных поверхностях, которые показали, что наиболее равномерное насыщение поверхностного слоя легирующими элементами наблюдается при скорости обработки $v = 30$ м/ч и мощности излучения $P = 3,5$ кВт. В этом случае концентрация элементов составляет, мас. %: 70...75 Fe, 12...14 Cr, 7...8 W без резкого градиента концентрационных изменений в зоне перехода (протяженность которой не превышает 25 мкм) от линии сплавления в направлении внешней поверхности легированного слоя (рис. 4).

Помимо исследований концентрационных изменений проведены также исследования и характера включений в обрабатываемых поверхностях. Показано, что в случае лазерного легирования поверхностного слоя на всех скоростях легирования наблюдаются крупные включения (рис. 5) в количестве до 1 % и размером до 25 мкм. Данные включения отличаются высоким содержанием вольфрама — до 95...97 %, и, очевидно, являются

частицами $WC-W_2C$, нерастворенными в процессе легирования.

В результате следующего этапа работы в направлении исследования наличия, характера трещин и зон их распределения в легированных поверхностных слоях при $P = 3,5$ кВт установлено, что их максимальный размер (длина до 500 мкм) и количество (до 10 %) наблюдается в случае скорости легирования $v = 45$ м/ч, а при минимальной скорости $v = 24$ м/ч длина распространения трещин несколько уменьшается и составляет 50...450 мкм при их количестве до 2 % (рис. 6, а). Следует отметить, что в областях с микротрещинами увеличивается содержание хрома до 20...26 %, концентрация вольфрама при этом составляет порядка 2...5 %. На карте концентрационного распределения химических элементов в центральной зоне легированного слоя при наличии трещин достаточно четко просматривается повышенное содержание хрома (рис. 6, б). Однако в условиях средних скоростей (при $v = 30$ м/ч) микротрещины практически отсутствуют, что свидетельствует об оптимальном структурном состоянии легированного слоя с точки зрения устойчивости к образованию трещин.

При увеличении мощности излучения до $P = 4,4$ кВт толщина легированного слоя уменьшается от 2,70 до 1,50 мм с повышением скорости обработки от $v = 24$ до 42 м/ч. Металл легированного слоя имеет четко выраженную кристаллическую структуру (как и в случае легирования при $P = 3,5$ кВт), имеющую большую протяженность (вытянутость) при среднем коэффициенте формы $\alpha = 10$ для всех случаев скорости обработки, что примерно в 2 раза выше по сравнению со структурными изменениями, наблюдаемыми при легировании с мощностью излучения $P = 3,5$ кВт.

В зависимости от увеличения скорости легирования при $P = 4,4$ кВт наблюдается также уменьше-

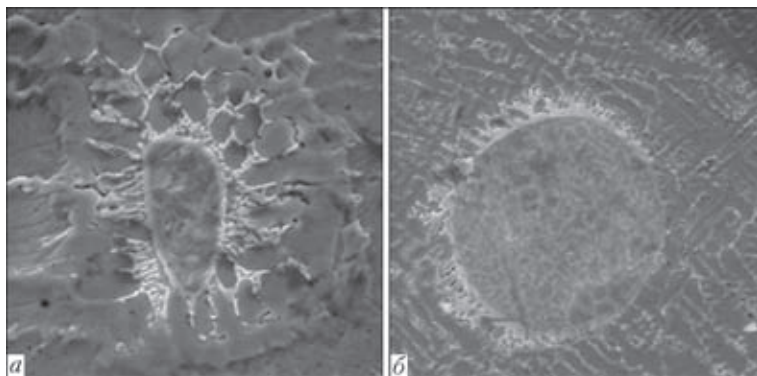


Рис. 5. Микроструктура поверхностного слоя с включениями WC-W₂C в случае лазерного легирования (а — $\times 3100$, б — $\times 1200$)

ние микротвердости легированного слоя в среднем до 26 %. При этом во всех случаях используемых скоростей легирования градиент по микротвердости (ΔHV) в зоне линии сплавления (т. е. ΔHV между легированным слоем и основным металлом) уменьшается при увеличении скорости лазерного легирования от $v = 24$ до 36 м/ч. Однако в случае максимальной скорости $v = 42$ м/ч наблюдается резкое увеличение градиента микротвердости.

Исследования концентрационных изменений по переходной зоне, размер которой в случае $P = 4,4$ кВт уменьшается от 60 до 40 мкм (при изменении скорости от 24 до 42 м/ч) показали незначительные изменения концентрации железа при переходе: легированный слой $\rightarrow$ зона сплав-

ления $\rightarrow$ основной металл. Распределение концентрации хрома варьируется от 8 до 13 % в легированном слое при увеличении скорости v с постепенным уменьшением примерно до 8 % в переходной зоне — при приближении к линии сплавления. Распределение вольфрама также меняется: от 2 до 5 % в легированном слое в случае увеличения скорости лазерного легирования, а при переходе к линии сплавления его концентрация в переходной зоне постепенно уменьшается примерно в 2 раза.

Что касается наличия трещин и факторов, связанных с трещинообразованием, то исследованиями установлено, что во всех образцах, полученных при мощности излучения $P = 4,4$ кВт наблюдается наличие микротрещин (во всех рассмотренных участках), протяженность l которых уменьшается от 500 до 40 мкм при увеличении скорости обработки (рис. 6). При этом в зоне образования трещин отмечается повышение концентрации хрома с изменением от 17 до 26 % с увеличением скорости легирования v , а содержание вольфрама при всех режимах остается на уровне 1,0...4,5 %.

Лазерно-микроплазменное легирование. Относительно структурно-фазовых, концентрационных изменений и условий трещинообразования в поверхностях стали 38ХН3МФА, обработанных комбинированным лазерно-микроплазменным источником с использованием постоянной мощности лазерного излучения $P = 3$ кВт, но с различной скоростью легирования (от 30 до 45 м/ч) при наложении различного количества дорожек установлено следующее.

Толщина легированных слоев, полученных лазерно-микроплазменным методом, уменьшается от 1,75 до 1,58 мм при увеличении скорости легирования от 30 до 45 м/ч. Металл поверхностного легированного слоя, также как и при лазерной обработке, имеет четко выраженную кристаллическую структуру, но отличается большей равноосностью и мелкозернистостью кристаллитов (рис. 3, б), а коэффициент их формы увеличивается от $\alpha = 4$ при $v = 30$ м/ч до $\alpha = 8$ при $v = 45$ м/ч.

Следует отметить, что ширина области ЗТВ, формирующейся у линии сплавления со стороны стали 38ХН3МФА при возрастании скорости легирования от 30 до 45 м/ч уменьшается от 1,65 до 1,25 мм в отличие от лазерной обра-

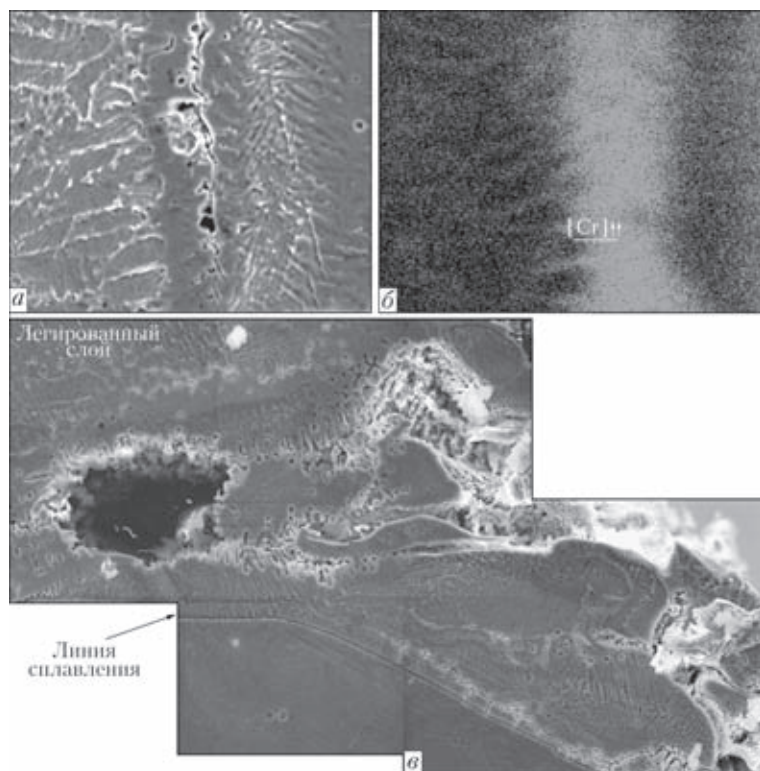


Рис. 6. Микроструктура легированного слоя с микротрещиной в центральной зоне (а — $\times 1500$), распределение хрома вдоль данной трещины (б — $\times 1500$) и микроструктура легированного слоя с микротрещиной в области линии сплавления (в — $\times 1200$) в случае применения лазерного метода обработки



ботки, где эта область наоборот увеличивается. Микроструктура металла ЗТВ, как и при лазерной обработке, в основном мартенситная, но характеризуется уменьшением микротвердости на 20...30 % в условиях увеличения скорости легирования и наложения нескольких дорожек с перекрытием.

Исследования концентрационных изменений показали незначительное изменение по железу во всех исследуемых областях (от внешней поверхности до основного металла). При этом распределение хрома в легированном слое в зависимости от увеличения скорости легирования и количества наложения дорожек изменяется от 6 до 18 %, а распределение вольфрама в легированном слое изменяется от 2...3 до 8 % соответственно.

В легированном слое, полученном лазерно-микроплазменным методом, при всех скоростях легирования (как и при лазерном легировании) наблюдается наличие включений, объемная доля которых возрастает при увеличении скорости легирования ν от 30 до 45 м/ч соответственно с 1 до 10 %. Данные включения имеют размер 50...230 мкм и состоят в основном из WC-W₂C с содержанием вольфрама в среднем 97 % (рис. 7).

Исследованием также установлено, что и в условиях лазерно-микроплазменного легирования наблюдаются микротрещины (объемная доля V_d от 3 до 30 %). Однако в отличие от режимов лазерного легирования такие дефекты наблюдаются только в легированном слое по границам кристаллитов (рис. 8), а в зоне линии сплавления практически отсутствуют, что свидетельствует о хорошем сцеплении легированного слоя со сталью 38ХНЗМФА. В областях, где образуются трещины, зафиксировано увеличение содержания хрома до 12...20 %. Следует особо подчеркнуть, что в случае лазерно-микроплазменного легирования при $\nu = 30$ м/ч (одна дорожка) микротрещины практически отсутствуют (рис. 9).

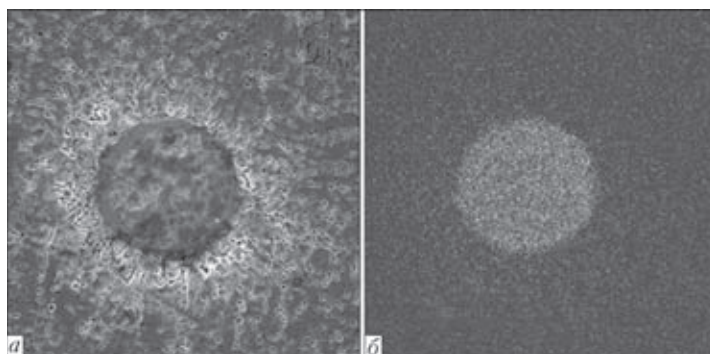


Рис. 7. Микроструктура ($\times 1010$) поверхностного слоя с включениями WC-W₂C в случае лазерно-микроплазменного легирования: а — внешний вид включений; б — карты распределения вольфрама в данных включениях

Таким образом на данном этапе исследования установлено, что наиболее оптимальные структурные параметры легированного слоя формируются при режимах $P = 3,5$ кВт; $\nu = 30$ м/ч — лазерное легирование и $P = 3$ кВт; $\nu = 30$ м/ч — лазерно-микроплазменное легирование (наложение одной дорожки).

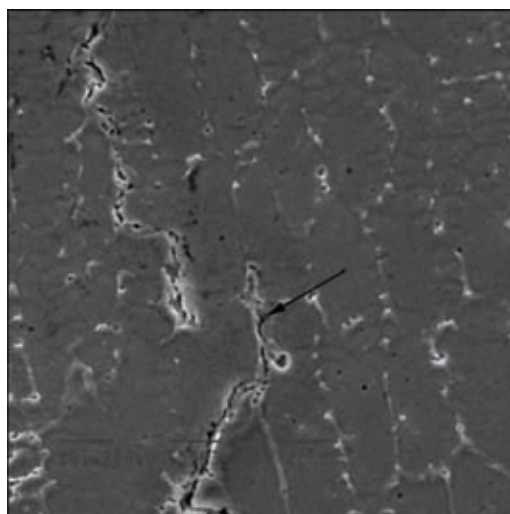


Рис. 8. Микроструктура ($\times 1550$) поверхностного слоя с микротрещиной после лазерно-микроплазменного легирования

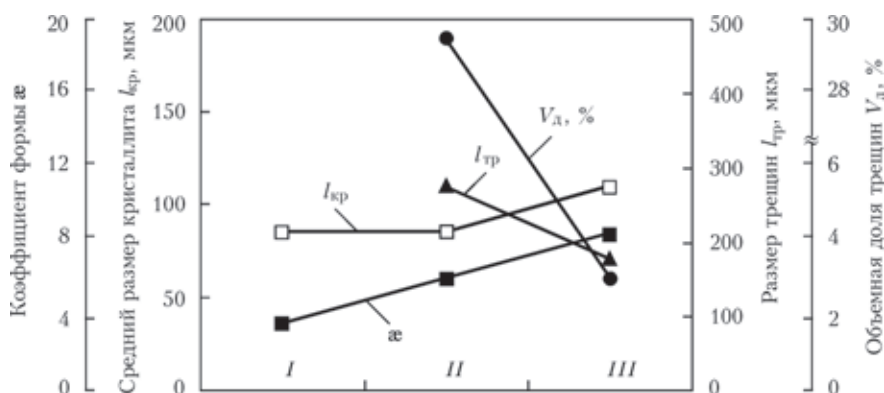


Рис. 9. Сравнительный график структурных параметров (кристаллиты — размер, коэффициент формы) и микротрещин (длина, объемная доля) в легированном слое после лазерно-микроплазменного способа обработки: I — $P = 3$ кВт, $\nu = 30$ м/ч (наложение одной дорожки); II — $P = 3$ кВт, $\nu = 30$ м/ч (наложение четырех дорожек); III — $P = 3$ кВт, $\nu = 45$ м/ч (наложение трех дорожек)

**Выводы**

1. Склонность к трещинообразованию при лазерном и лазерно-микроплазменном легировании образцов из стали 38ХНЗМФА обусловлена прежде всего структурными (размер кристаллитов, коэффициент их формы α) и концентрационными изменениями, связанными с перераспределением элементов, в частности, хрома, что приводит к формированию резких зернограницных концентрационных градиентов.

2. Отсутствие микротрещин в зоне сплавления при лазерно-микроплазменном способе легирования позволяет сделать вывод о перспективности применения данного способа поверхностной обработки для изделий, изготовленных из стали 38ХНЗМФА.

3. На данном этапе исследования установлено, что наиболее оптимальные структурные па-

раметры легированного слоя формируются при режимах $P = 3,5$ кВт; $v = 30$ м/ч — лазерное легирование и $P = 3$ кВт; $v = 30$ м/ч (один проход) — лазерно-плазменное легирование.

1. *Исаев Г. П.* Лазерно-ионное легирование металлов и сплавов // Вестн. Камчатского ГТУ. — 2002. — № 1. — С. 160–164.
2. *Лахтин Ю. М., Леонтьева В. П.* Материаловедение: Учеб. пособие для вузов. — М.: Машиностроение, 1980. — 493 с.
3. *Петрова Л. Г.* Прикладное применение моделей химико-термической обработки для разработки технологий поверхностного упрочнения // Вестн. Харьковского нац. автодор. ун-та. — 2010. — № 51. — С. 26–34.
4. *Григорьянц А. Г.* Основы лазерной обработки материалов — М.: Машиностроение, 1989. — 304 с.
5. *Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И.* Технологические процессы лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов // Под ред. А. Г. Григорьянца — М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. — 664 с.
6. *Грабин В. Ф.* Металловедение сварки плавлением. — Киев: Наук. думка, 1982. — 415 с.

Поступила в редакцию 30.09.2013



8–12 июня 2014

11-я Международная конференция по электронно-лучевым и плазменным технологиям

Варна, Болгария

Организаторы:

- ♦ Болгарская академия наук
- ♦ Софийский центр по электронно-лучевой и плазменным технологиям
- ♦ Болгарское общество электроники, электротехники и телекоммуникации



Контакты: katia@van-computers.com, eliglorg@abv.bg

тел. (+3592) 875 07 57; (+3592) 979 59 00; факс: (+3592) 975 32 01; <http://www.ebt2014@abv.bg>



УДК 621.793.74

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Al, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ СВЕРХЗВУКОВОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ

В. Н. КОРЖИК, А. Л. БОРИСОВА, Г. Н. ГОРДАНЬ, Н. П. ЛЮТИК, А. А. ЧАЙКА, Т. В. КАЙДА
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

С целью повышения эффективности применения метода сверхзвуковой электродуговой металлизации (ЭДМ) в рамках данной работы были проведены исследования структуры и фазового состава покрытий из порошковой проволоки системы Fe–Cr–Al. Представлены результаты исследования покрытий, полученных методом ЭДМ, с использованием обычной и модернизированной установки ЭМ-14, а также установки PLAZER15-SA для сверхзвукового электродугового напыления. Показано, что использование сверхзвуковых газовых струй при ЭДМ позволяет существенно улучшить качество покрытий: обеспечить более высокую степень однородности и мелкодисперсности структуры (толщина lamелей уменьшается от 10...30 до 5...10 мкм), снизить пористость в 3...5 раз, в 2...3 раза уменьшить содержание оксидов, на 30...50 % повысить твердость. Формирование при сверхзвуковой ЭДМ твердого раствора хрома и алюминия в железе с повышенным содержанием хрома является предпосылкой для обеспечения жаростойкости разработанных покрытий до 1350 °С, что позволяет существенно расширить масштабы применения этого метода при нанесении защитных покрытий. Библиогр. 10, табл. 3, рис. 6.

Ключевые слова: электродуговая металлизация, сверхзвуковой метод, покрытие, микроструктура, фазовый состав, микротвердость

К основным методам нанесения защитных и восстановительных покрытий, дающим наибольшую экономию металла в условиях массового производства, относятся газотермические методы напыления (ГТН), прежде всего газопламенный, плазменный, детонационный и электродуговая металлизация (ЭДМ). Среди указанных методов ЭДМ является наиболее простым, продуктивным и дешевым. Так, согласно имеющейся технико-экономической оценке, покрытия, получаемые методом ЭДМ, в 3...10 раз дешевле получаемых прочими газотермическими методами: плазменным, детонационным напылением и др. [1]. Ассортимент проволоочных материалов для ГТН, составляющий проволоки из черных и цветных металлов сплошного сечения, ограничивал область применения ЭДМ. Использование для ЭДМ порошковых проволок позволило существенно расширить масштабы применения этого метода ЭДМ за счет формирования структуры с новыми физико-химическими свойствами, обеспечивающими их повышенную стойкость к износу и коррозии. Как, например, следует из работ [2, 3], использование порошковых проволок систем Fe–Cr–C и Fe–Cr–Al позволило в широких пределах регулировать химический и фазовый составы покрытий и, следовательно, их эксплуатационные свойства. Авторами этих работ установлено, что при дуговой металлизации матричной фазой покрытия является твердый рас-

твор хрома или хрома с алюминием в α - либо γ -Fe. В покрытиях из Fe–Cr преобладает γ -фаза, а в покрытии системы Fe–Cr–Al — α -фаза.

Сферу использования методов ГТН ограничивает не всегда достаточная прочность связи покрытия с основой, а также невысокая механическая прочность покрытия, причиной которых является недостаточное энерговложение в зону формирования соединения частиц с основой и между собой, что при малом времени протекания процесса твердофазного взаимодействия (10^{-3} ... 10^{-4} с), который контролирует образование сил сцепления покрытия с основой [4], ограничивается число атомов, участвующих в нем. В то же время реализация процесса ГТН на воздухе обуславливает образование оксидных пленок на напыляемых частицах и поверхности формирующегося покрытия, что ведет к существенному повышению энергии активации процесса взаимодействия и к охрупчиванию напыляемого материала. В связи с этим в настоящее время совершенствование методов ГТН осуществляется за счет применения сверхзвуковых газовых струй (скорости до 2...3 Маха) с повышением кинетической энергии напыляемых частиц [5].

На базе использования сверхзвуковых струй продуктов сгорания газообразного и жидкого топлива разработан способ высокоскоростного га-



Таблица 1. Технологические режимы напыления покрытий методом ЭДМ с применением порошковой проволоки диаметром 1,8 мм системы Fe–Cr–Al

Тип установки	Напряжение, В	Сила тока, А	Расход воздуха, м³/ч	Расход пропана, м³/ч	Давление воздуха, МПа	Дистанция напыления, мм
Обычное электродуговое напыление						
Базовая установка ЭМ-14	32...34	200...250	120...130	-	0,6...0,7	150...180
Модернизированное электродуговое напыление						
Модернизированная установка ЭМ-14	32...34	200...250	120...130	-	0,6...0,7	150...180
Сверхзвуковое электродуговое напыление						
Установка PLAZER15-SA	34...36	160...180	90	4,0	0,6	70...130

зопламенного напыления (HVOF) с созданием специализированного оборудования для его реализации [6]. В настоящее время технология HVOF получает все более широкое практическое применение в связи с возможностью получения покрытий с высокими показателями плотности и прочности сцепления их с основой.

Другое направление в развитии сверхзвуковых технологий ГТН, реализованное в совместных работах ИЭС им. Е. О. Патона и Института газа НАНУ, связано с разработкой и применением плазмотронов, использующих в качестве рабочего плазмообразующего газа продуктов сгорания смеси воздуха с горючим газом [7]. Исследование свойств покрытий, полученных таким способом, показало возможность повышения прочности сцепления покрытий (до 150 МПа), снижения их пористости и степени окисленности [7].

В развитие этого направления в ИЭС, совместно с ООО «Научно-технический центр ПЛАЗЕР» и ООО «ВИСП» разработана технология и создана установка для сверхзвукового электродугового напыления PLAZER15-SA [8, 9]. Технология сверхзвуковой ЭДМ преодолевает основные недостатки метода электродугового напыления, связанные с низким качеством покрытий. Установка обеспечивает формирование сверхзвуковой газовой струи. Сверхзвуковой поток продуктов сгорания пропано-воздушной смеси, направленный в зону дуги, диспергирует расплав и транспортирует распыленный металл к основе. При использовании установки PLAZER15-SA размер расплавленных частиц на 90 % находится в пре-

делах 30...80 мкм, которые при деформации на поверхности превращаются в диски толщиной 5...10 мкм. Струя продуктов сгорания практически не содержит кислород и защищает расплавленный металл от окисления в дуговой зоне. В процессе нанесения покрытия деталь нагревается не более чем до 150 °С. Это обеспечивает отсутствие деформации детали.

Целью настоящей работы является исследование особенностей структурно-фазового состояния покрытий из порошковой проволоки системы Fe–Cr–Al, полученных методом сверхзвуковой ЭДМ. Проведены сравнительные исследования покрытия из порошковой проволоки, полученного с использованием обычной базовой установки ЭМ-14; модернизированной базовой установки ЭМ-14 с применением вторичного воздушного потока и регулируемым углом раскрытия потока частиц и установки сверхзвукового ЭДМ PLAZER15-SA.

Методика исследований и исходные материалы. Исследования структуры покрытий выполняли методами металлографии (микроскоп «Неофот-32»), рентгеноспектрального микроанализа (микроанализатор «САМЕВАХ»), рентгеноструктурного фазового анализа (дифрактометр ДРОН-УМ1, монохроматическое CuK_α -излучение). Пористость покрытий определяли на приборе OMNIMET, микротвердость образцов измеряли на микротвердомере фирмы «LECO» при нагрузке на индентор 0,25 Н.

В качестве материала для напыления использовали порошковую проволоку системы Fe–Cr–Al. Режимы напыления покрытий приведены в табл. 1.



Рис. 1. Микроструктура ($\times 50$) поперечного сечения проволоки (а) и микроструктура ($\times 100$) и состав наполнителя (б) (1 — 16,6 Fe; 82,8 Cr; 0,36 Al; 0,2 Mn; 2 — 0,36 Fe; 0,2 Cr; 99,67 Al; 0,07 Mn)

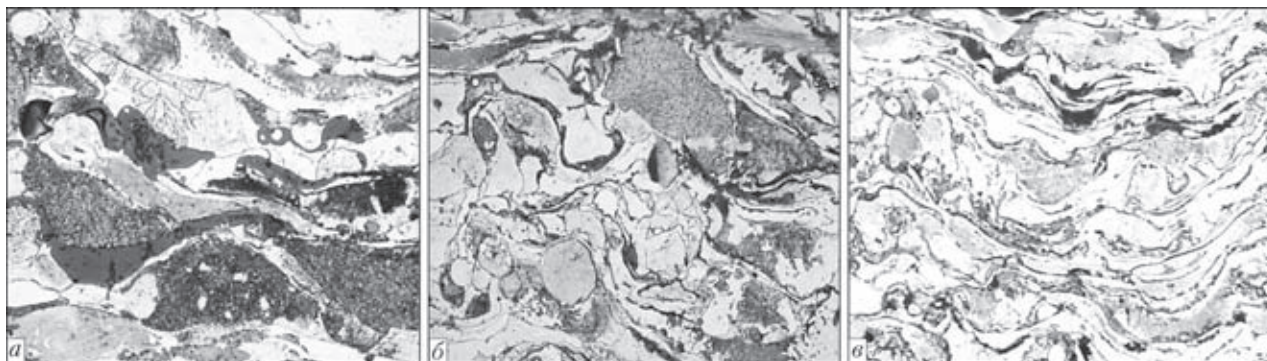


Рис. 2. Микроструктура ($\times 400$) покрытий из порошковой проволоки системы Fe–Cr–Al, полученных различными методами ЭДМ: *a* — обычное напыление; *b* — модернизированное; *v* — сверхзвуковое

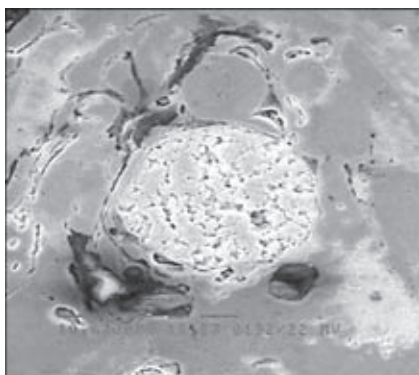


Рис. 3. Вид отдельной частицы в покрытии системы Fe–Cr–Al при ЭДМ ($\times 1000$)

Результаты работы. Исследовали химический состав и микроструктуру исходной порошковой проволоки и покрытий, полученных методом ЭДМ с использованием дозвуковых и сверхзвуковых струй. Порошковая проволока системы Fe–Cr–Al состоит из оболочки (стальная лента 08кп) и наполнителя (рис. 1, *a*). Состав оболочки порошковой проволоки, мас. %: 99,2Fe; 0,45Cr; 0,2 Al; 0,2Mn. Наполнитель проволоки состоит из смеси порошков FeCr и Al с размером частиц до 150 мкм. Микроструктура и состав наполнителя представлены на рис. 1, *б*.

Анализ результатов металлографических исследований покрытий показал, что микроструктура при дозвуковых скоростях истечения воздуха неоднородная, крупнозернистая, с большим количеством пор и оксидных включений. Материал покрытия перегрет и окислен, оксидные прослойки содержат 29...32 % кислорода, массовая доля кислорода в ламелях достигает 2,5 % (рис. 2, *a*). Также наблюдаются частицы сферической формы, которые из-за низкой скорости полета успели остыть до их столкновения с напыляемой поверхностью (рис. 3). Покрытие, полученное при использовании модернизированной базовой установки с применением допол-

Таблица 2. Фазовый состав покрытий, полученных при различных методах напыления, с использованием порошковой проволоки системы Fe–Cr–Al

Метод напыления	Фаза (a , нм)	Содержание, мас. %
Обычное	Т. р. Cr и Al в α -Fe (0,2879)	53,36
	Т. р. Cr и Al в γ -Fe (0,3627)	23,70
	Al_2O_3 (0,7916)	22,93
Обычное модернизированное	Т. р. Cr и Al в α -Fe (0,2875)	57,08
	Т. р. Cr и Al в γ_1 -Fe (0,3677)	8,58
	Т. р. Cr и Al в γ_2 -Fe (0,36305)	34,34
Сверхзвуковое	Т. р. Cr и Al в α -Fe (0,2870)	22,39
	Т. р. Cr и Al в γ_1 -Fe (0,3677)	28,05
	Т. р. Cr и Al в γ_2 -Fe (0,3633)	49,56

нительного воздушного потока и регулируемым углом раскрытия потока частиц, менее окислено. В ламелях и оксидных прослойках массовая доля кислорода составляет соответственно 1,6...1,8 и 29...30 %. Толщина ламелей δ для этих покрытий такая же, как и при обычных дозвуковых режимах и равняется 10...30 мкм (рис. 2, *б*), пористость

Таблица 3. Состав покрытия системы Fe–Cr–Al при различных способах ЭДМ

Участок покрытия	Содержание элементов в различных участках покрытий, мас. %			
	Al	Cr	Fe	O
Дозвуковое обычное напыление				
Ламели серые	5,0...5,2	14,0...15,0	78,0	1,9...2,5
Ламели белые	3,5...4,0	16,8...17,1	80,0	0
Оксидные прослойки	35,0...39,0	6,0...7,0	30,0	29,0...32,0
Дозвуковое напыление (модernизированное)				
Ламели серые	6,0...6,2	15,0...15,4	75,0...76,0	1,6...1,8
Ламели белые	5,9	13,0...14,5	80,0	0
Оксидные прослойки	37,0...39,0	5,0...6,0	26,0...27,0	29,0...30,0
Сверхзвуковое напыление				
Ламели серые	4,8...5,6	16,9...20,5	75,0...76,0	1,2...1,3
Ламели белые	6,0...6,2	20,0...20,5	75,0...73,0	0...0,4
Оксидные прослойки	18,0...23,0	10,6...14,0	50,0...55,0	11,5...17,0

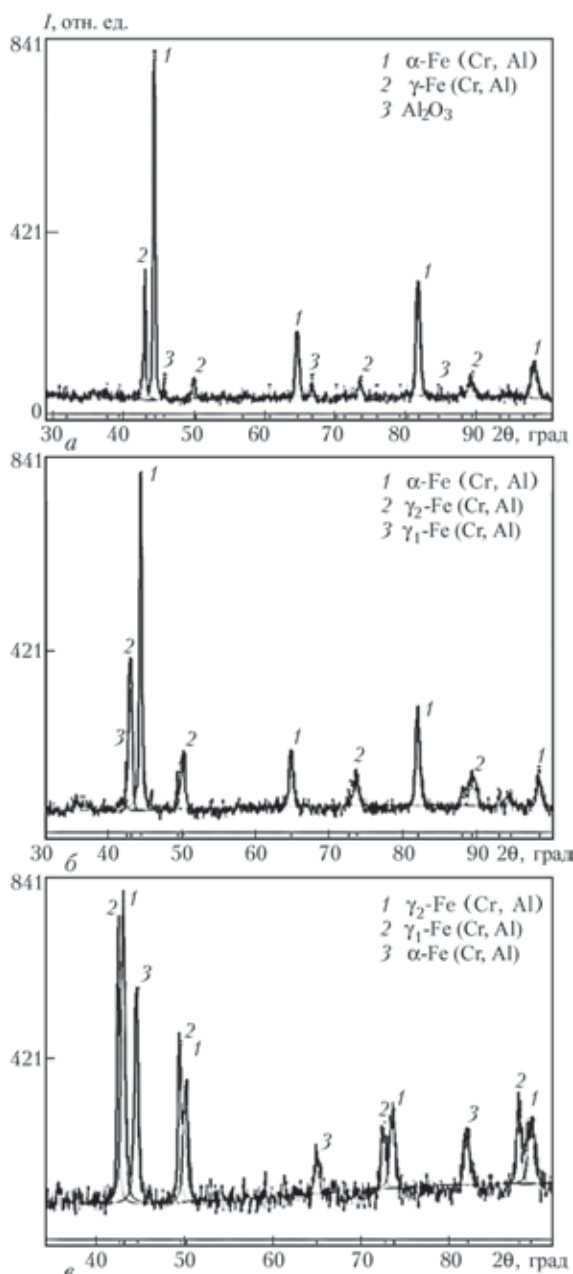


Рис. 4. Дифрактограммы ЭДМ покрытий Fe–Cr–Al, полученных различными методами: а — обычное напыление; б — модернизированное; в — сверхзвуковое

покрытий составляет 2...3 %. При переходе к сверхзвуковому воздушно-газовому методу ЭДМ, с увеличением скорости струи воздуха возрастает скорость полета частиц и микроструктура полученного покрытия претерпевает значительные изменения. Сочетание малого размера напыляемых частиц и их высоких скоростей в момент удара о поверхность основы приводит к высоким скоростям охлаждения их материала. В основном частицы имеют ламелеобразную форму и подвергаются значительной деформации. Включения глобулярных частиц не наблюдаются. Отмечаются тонкие оксидные прослойки. По всей толщине покрытия имеют однородную тонколамелярную структуру, что свидетельствует о стабильности

процесса. В покрытиях, нанесенных при сверхзвуковом воздушно-газовом напылении, значения δ находятся в интервале 5...10 мкм (рис. 2, в). Пористость структуры снижается и составляет 0,4 %.

Из анализа результатов рентгеноспектрального микроанализа и дифрактограмм покрытий (табл.2, рис. 4, 5) следует, что все исследуемые покрытия, полученные методами обычной дуговой ЭДМ, модернизированной и сверхзвуковой ЭДМ содержат твердый раствор алюминия и хрома в α -Fe (объемно-центрированная кубическая решетка с атомным радиусом $a = 0,2879$ нм), и твердые растворы алюминия и хрома в γ -Fe с гранецентрированной кубической решеткой и различным содержанием этих элементов. По данным рентгеноспектрального микроанализа при обычной дуговой и модернизированной металлизации в покрытиях преобладает твердый раствор хрома с алюминием в α -Fe, а в случае сверхзвуковой ЭДМ в покрытии основной фазой является γ -фаза. При сверхзвуковой ЭДМ и модернизированной ЭДМ фазовая составляющая γ -Fe с измененными параметрами существует в двух модификациях, а именно: γ_1 -Fe (Cr, Al) с $a = 0,3677$ нм и γ_2 -Fe (Cr, Al) с $a = 0,3633$ нм (рис. 4 б, в).

Разница в значениях параметров решетки γ_1 -Fe и γ_2 -Fe свидетельствует о разном содержании легирующих элементов. Распределение легирующих элементов исследовали на шлифах, примерно в центральной части покрытий, по глубине, перпендикулярно к границе раздела покрытий с основой. Содержание элементов в покрытии приведено в табл. 3 и на рис. 5. Установлено, что максимальная концентрация хрома в твердом растворе на основе железа в ламелях покрытий, полученных при обычном и модернизированном напылении, составляет 16,8...17,1 и 15,0...15,4 мас. % соответственно, в тех же условиях содержание алюминия составляет примерно от 4 до 6,2 %. Кроме этого, в процессе напыления алюминий взаимодействует с кислородом, образуются включения на основе Al_2O_3 , содержащие 35...39 мас. % алюминия и 29...32 мас. % кислорода.

При использовании сверхзвуковых струй турбулентный режим истечения струй переходит в ламинарный, в связи с чем уменьшается подмешивание воздуха и одновременно, за счет возрастания скорости газовой струи, увеличивается скорость частиц.

При сверхзвуковом напылении количество хрома и алюминия, растворенных в железе, возрастает, максимальная концентрация хрома в ламелях достигает 20,0...20,5 мас. %. Твердый раствор такой концентрации характеризуется большим сопротивлением окислению кислородом воздуха. Степень окисления напыленного покрытия зна-

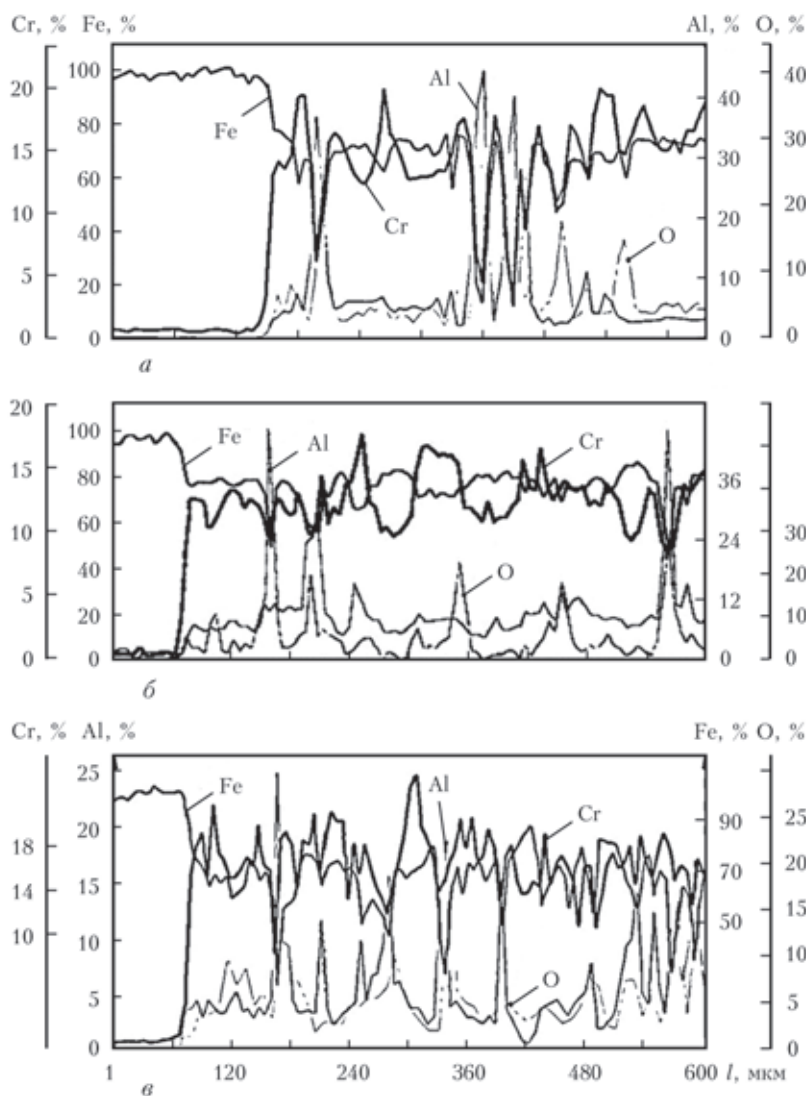


Рис. 5. Распределение легирующих элементов по толщине покрытий, полученных различными методами ЭДМ: *a* — обычное; *b* — модернизированное; *v* — сверхзвуковое

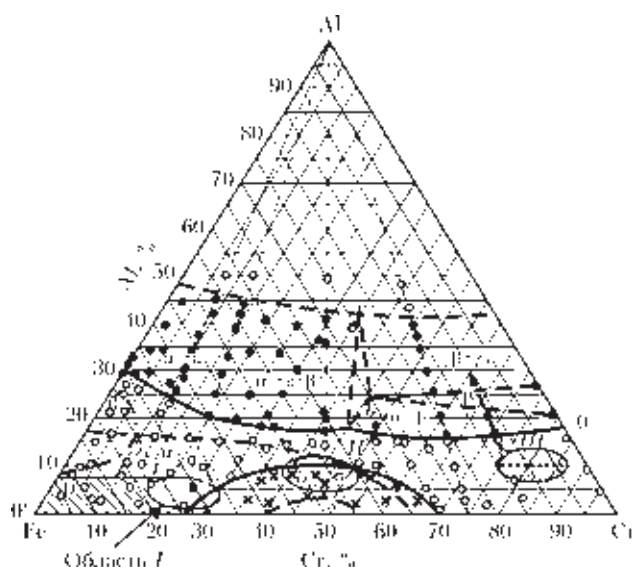


Рис. 6. Диаграмма фазового равновесия Fe–Cr–Al (обозначения см. в тексте)

чительно уменьшается. В ламелях содержится около 1 % кислорода.

Если сопоставить полученные результаты рентгеноструктурного фазового анализа и рентгеноспектрального микроанализа покрытия, полученного при сверхзвуковой ЭДМ, с участком тройной диаграммы Fe–Cr–Al (рис. 6) по химическому составу, отвечающему составу исследуемого покрытия, то покрытие попадает в обозначенную высокотемпературную область I, которая обеспечивает жаростойкость до температуры 1350 °C [10].

Таким образом, при содержании в твердом растворе железа повышенного содержания хрома до 20,5 % и 6,2 % алюминия обеспечивается жаростойкость полученных при сверхзвуковой ЭДМ покрытий до температуры 1350 °C.

Сравнение значений микротвердости покрытий из порошковой проволоки, напыленных разными способами, показывает, что микротвердость покрытия, полученного при обычной ЭДМ, изменяется в пределах от 1930 до 4200 МПа, микротвердость покрытия, полученного на модернизированной установке, изменяется в пределах от 2540 до 5100 МПа. Максимальную микротвердость имеют сверхзвуковые покрытия, где диапазон значений находится в пределах 3900...6100 МПа, что может быть связано с увеличением содержания хрома в твердом растворе на основе железа.

Выводы

В результате проведенных исследований установлено, что процесс электродуговой воздушно-газовой сверхзвуковой металлизации по сравнению с обычными методами ГТН позволяет получать покрытия с более однородной и мелкозернистой структурой. Толщина ламелей уменьшается в 2...3 раза, благодаря малому времени контакта расплавленных частиц с атмосферой и их высокой скорости в 2...3 раза уменьшается окисление напыляемого материала, пористость снижается в 3...5 раз. Микротвердость покрытия, полученного при сверхзвуковой ЭДМ, превышает, примерно, на 30...50 % микротвердость дозвуковых покрытий. Рентгеноспектральным микроана-



лизом и рентгеноструктурным фазовым анализом установлено, что упрочнение покрытий обеспечивается формированием пересыщенного твердого раствора железа с повышенным содержанием хрома до 20,5 мас. % и алюминия до 6,2 мас. %. Порошковая проволока системы Fe–Cr–Al позволяет получать в покрытиях структуру с содержанием аустенита до 80 мас. %.

1. *Бороненков В. Н., Коробов Ю. С.* Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2012. – 268 с.
2. *Структура и триботехнические характеристики покрытий, полученных электродуговой металлизацией с использованием порошковых проволок / В. И. Похмурский, М. М. Студент, В. М. Довгунык и др. // Автомат. сварка. – 2003. – № 8. – С. 13–17.*
3. *Борисова А. Л., Кайда Т. В., Миц И. В.* Структура и свойства покрытий на основе феррохрома и феррохромалюминия, полученных электродуговой металлизацией из порошковых проволок // Там же. – 1995. – № 6. – С. 3–6.
4. *Кудинов В. В.* Плазменные покрытия. – М.: Наука, 1977. – 184 с.
5. *Борисов Ю. С., Петров С. В.* Использование сверхзвуковых струй в технологии газотермического напыления // Автомат. сварка. – 1995. – № 1. – С. 41–44.
6. *Технологические особенности методов сверхзвукового газотермического напыления (Обзор) / В. А. Фролов, В. А. Поклад, Б. В. Рябенко, Д. В. Викторенков // Свароч. пр-во. – 2006. – № 11. – С. 38–47.*
7. *Петров С. В., Карп И. Н.* Плазменное газозоодушное напыление. – Киев: Наук. думка, 1993. – 495 с.
8. *Новая технология «Плазер» реновации деталей для железных дорог / В. Н. Коржик, И. В. Кривцун, С. В. Петров, М. Ю. Харламов // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2009. – № 1. – С. 20–22.*
9. *Петров С. В., Коржик В. Н.* Установка электродугового сверхзвукового напыления PLAZER15-SA // Сварщик. – 2011. – № 1. – С. 117–121.
10. *Гудремон Э.* Специальные стали. – М.: Металлургия, 1966. – 734 с.

Поступила в редакцию 04.07.2013



Российская академия наук
Национальный комитет по сварке
Корпорация «УВЗ»

ОАО «Центральный научно-исследовательский институт материалов» (ЦНИИМ)
ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»
Санкт-Петербургский государственный
Политехнический университет (СПбГПУ)
Альянс сварщиков Санкт-Петербурга и Северо-Западного региона
СРО «Национальное Агентство предприятий – производителей сварной продукции»
Санкт-Петербургское Общество научно-технических знаний (СПБОНТЗ)



Уважаемые коллеги!
Приглашаем Вас в Санкт-Петербург
на III Международную научно-техническую конференцию
«Технологии и оборудование ЭЛС-2014»
(в рамках международной выставки Сварка-2014)

Время проведения: с 24 по 26 июня 2014 г
Место проведения: Санкт-Петербург, ЦНИИМ, ул. Парадная д. 8
Начало конференции в 10 часов.

Электронно-лучевая сварка – прогрессивный, наукоемкий и экологически чистый технологический процесс, обеспечивающий концентрированный ввод энергии в зону сварки, многократное уменьшение ширины шва и зоны термического влияния, увеличение глубины проплавления, высокую производительность, практически отсутствие сварочных деформаций по сравнению с дуговыми процессами и высокое качество металла шва.



УДК 621.791.72

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА КРУПНОГАБАРИТНЫХ ТОЛСТОСТЕННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ СПЛАВОВ МАГНИЯ

В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, А. А. БОНДАРЕВ

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

В ближайшем будущем при строительстве космических платформ и других крупногабаритных толстостенных конструкций перспективно применение легких магниевых сплавов. Поэтому исследования по их совершенствованию и оценке принципиальной возможности получения качественных сварных соединений являются актуальными. В данной работе изложены результаты экспериментальных исследований свариваемости электронным лучом магниевого сплава МА2 толщиной 100 мм и отработки технологии изготовления крупногабаритных конструкций из этого сплава. Предложены варианты подготовки и обработки поверхности свариваемых кромок и прилегающих к шву участков основного металла перед сваркой. По результатам проплавления металла на всю толщину плиты и проведения металлографических исследований особенностей формирования швов установлен оптимальный режим сварки по ускоряющему напряжению, току пучка, току фокусировки, параметрам сканирования, заглублению фокального пятна и пространственному положению стыка. Разработана техническая документация и изготовлен в металле сборочно-сварочный стенд для сборки под электронно-лучевую сварку заготовок плит размером 3000×3000×100 мм. Для предупреждения образования дефектов внешнего формирования соединений предложено использовать накладки с лицевой стороны стыка и подкладки со стороны корня шва, которые располагаются по всей длине стыка и изготавливаются из того же сплава. Их следует приклепывать к свариваемому изделию на прихватках, выполняемых аргонодуговой сваркой, уже после сборки на стенде. С учетом результатов проведенных исследований была изготовлена конструкция плиты размером 3000×3000×100 мм из магниевого сплава МА2 с использованием электронно-лучевой сварки. Библиогр. 5, табл. 3, рис. 6.

К л ю ч е в ы е с л о в а : электронно-лучевая сварка, магниевые сплавы, большие толщины, крупногабаритные конструкции, катоды сварочных пушек, оптимальные параметры сварки, коэффициент прочности соединений, ультразвуковой контроль

В настоящее время среди множества металлических конструкционных материалов широко применяют легкие цветные металлы, к которым относятся и магниевые сплавы. Главными отраслями их применения являются самолето- и ракетостроение, а также космическое аппаратостроение, где снижение весовых характеристик изделий имеет определяющее значение [1, 2].

Более широкому использованию магниевых сплавов при создании конструкций больших размеров будет способствовать развитие надежных методов получения неразъемных соединений посредством сварки. Решение этой проблемы лежит как в сфере совершенствования металлургии производства собственно магниевых сплавов различных систем легирования, так и проведения исследований в направлении разработки технологии их сварки различными методами. В настоящей работе приведены результаты исследований по оценке принципиальной возможности использования магниевого сплава МА2 применительно к производству крупногабаритных толстостенных конструкций для будущих космических платформ.

Первые эксперименты по отработке технологии электронно-лучевой сварки (ЭЛС) сплава МА2 показали наличие большого парогозаво-

го потока из сварочной ванны. Когда этот поток попадает в катодное пространство, он приводит к повышению давления и возникновению электрических пробоев в пушке. Поэтому необходимо увеличивать либо мощность системы откачки катодного блока пушки, что не всегда можно реализовать на действующих установках, либо рабочее расстояние между пушкой и изделием. В наших экспериментах рабочее расстояние устанавливалось равным 320 мм.

Негативное влияние парогозового потока скаывается и на состоянии поверхности катода. Алюминий и его оксиды, попадая на поверхность лантанборидных катодов, образуют эвтектики, которые снижают эмиссию электронов. Ток пучка изменяется, что нарушает геометрию проплавления. Особенно это проявляется при сварке швов большой протяженности, характерных для соединений заготовок космических платформ.

По этой причине в последнее время все большее применение находят металлические катоды с рабочей температурой около 2800 °С, благодаря которым происходит испарение металлических частиц с поверхности катодов и предотвращение металлизации катодов. Основные трудности использования высокотемпературных металлических катодов связаны с большой мощностью нагрева катода и стойкостью изоляторов и всех

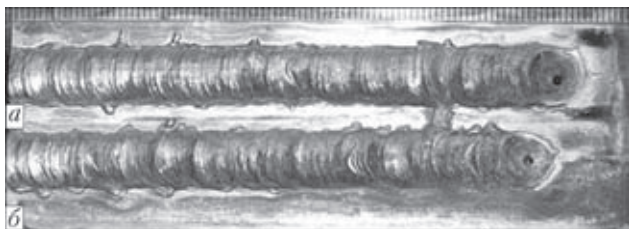


Рис. 1. Формирование верхних валиков швов при ЭЛС сплава МА2: а, б — см. в тексте

элементов катодного узла при высоких температурах. Для снижения мощности подогрева катодов в ИЭС им. Е. О. Патона была разработана новая конструкция крепления вольфрамового катода, изготавливаемая с помощью лазерного луча [3]. Новая конструкция вольфрамовых катодов диаметром 3 мм позволяет получать электронный пучок с током 500 мА при мощности подогрева 70 Вт. При использовании вольфрамовых катодов диаметром 4,2 мм ток пучка 1000 мА достигается при мощности нагрева 100 Вт. Эти катоды, использованные нами в исследованиях, показали высокую стабильность формирования протяженных швов при ЭЛС магниевых сплавов большой толщины.

Устойчивость формирования сварных соединений на магниевых сплавах обеспечивается также стабильностью работы всего энергетического комплекса установки. Даже незначительная неравномерность перемещения свариваемых заготовок сплава МА2 негативно сказывается на форме швов.

При нестабильности скорости сварки более 5 % на верхнем валике швов четко прослеживается появление наплывов (рис. 1, а), а в корне — повышение амплитуды колебания глубины проплавления. При нестабильности скорости сварки менее 3 % неравномерность формирования швов уменьшается (рис. 1, б).

Необходимые параметры системы перемещения пушки и изделия были достигнуты с помощью установки для ЭЛС, оснащенной линейными модулями МКК35 (фирма «Rexroth», Германия). На рис. 2 приведен механизм перемещения пушки установки УЛ 219, который использовали при отработке технологии сварки сплава МА2. Он обеспечивал достаточную точность перемещения (0,08 мм) и удовлетворял требованиям по нестабильности скорости сварки.

Механизм имеет три степени свободы по осям: $X-X$ (1), $Y-Y$ (2) и $Z-Z$ (3). Перемещение электронно-лучевой пушки вдоль камеры по оси $X-X$ осуществляется путем выкатывания столов линейных модулей МКК35-165 длиной 3800 мм, которые снабжены приводом, состоящим из двух шариковинтовых передач с шагом 5 мм, двух зубчатых ременных передач с передаточными числами $i = 2$ и электродвигателя с крутящим моментом 5 Н·м.

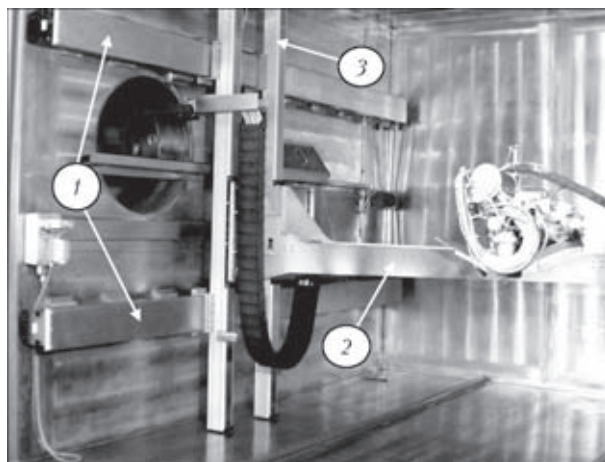


Рис. 2. Механизм перемещения пушки по координатам $X-X$ (1), $Y-Y$ (2) и $Z-Z$ (3)

На столах линейных модулей МКК35-165 установлены два линейных модуля МКК25-110 длиной 2830 мм, снабженные приводом, который состоит из одной шариковинтовой передачи с шагом 5 мм, одной зубчатой ременной передачи с передаточным числом $i = 3,6$ и электродвигателя с крутящим моментом 5 Н·м. Эти модули позволяют перемещать электронно-лучевую пушку по оси $Z-Z$.

В свою очередь на столах линейных модулей МКК25-110 длиной 2830 мм установлена балка с линейными модулями МКК15-60 длиной 2200 мм, снабженными приводом, который состоит из одной шариковинтовой передачи с шагом 5 мм, одной зубчатой ременной передачи с передаточным числом $i = 3$ и электродвигателя с крутящим моментом 0,83 Н·м. Эти модули позволяют перемещать пушку по оси $Y-Y$.

Скорость перемещения электронно-лучевой пушки по осям $X-X$, $Y-Y$ и $Z-Z$ устанавливается в пределах 6...120 м/ч (1,66...33,30 мм/с).

Для контроля и точного позиционирования все электродвигатели снабжены датчиками угловых перемещений. Сигналы от датчиков используются для управления параметрами ЭЛС с помощью компьютерной системы на базе высокоточных CNC и PLC. Используется визуальный метод проектирования программ ЭЛС [4]. Дополнительно к традиционно применяемому вычислительному комплексу, объединяющему в своем составе CNC и PLC, в установке УЛ 209 введены более высокий уровень интерфейса оператора для визуального проектирования рабочих программ и контроля процесса сварки, а также дополнительный компьютер, который независимо от других процессорных узлов решает задачи распознавания стыка по получаемому от аппаратуры наблюдения РАСТР изображению поверхности изделия, одновременно с главным компьютером он обеспечивает выполнение функций автоматического

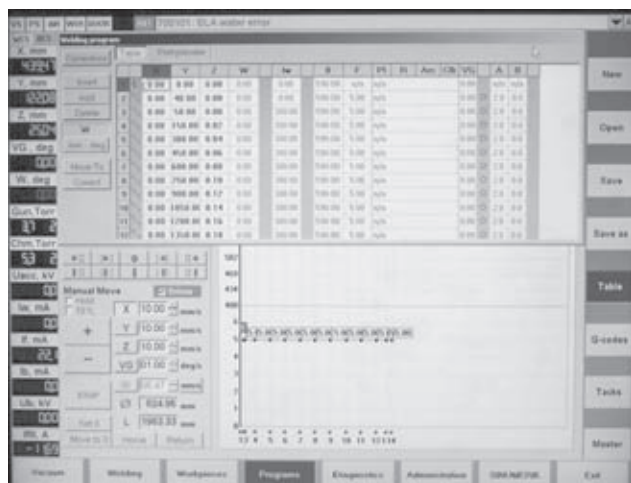


Рис. 3. Пример визуального программирования параметров сварки стыкового соединения из сплава МА2

обучения, корректировки и слежения за стыком. Спроектированная визуально программа сварки при запуске ее на выполнение автоматически, без участия оператора, конвертируется в последовательность G-кодов, исполняемую CNC. Пример такой программы, используемой для ЭЛС стыков из магниевого сплава МА2 длиной 1500 мм, приведен на рис. 3.

Отработку технологии ЭЛС толстостенных магневых сплавов осуществляли в два этапа. На первом были проведены эксперименты по оптимизации параметров режима сварки для устойчивого формирования соединений при полном отсутствии каких-либо дефектов сварных швов. На этих стыковых соединениях были определены прочностные характеристики на образцах, вырезанных в различных направлениях по толщине стыков [5]. На втором этапе разработаны и изготовлены сборочно-сварочные стенды, проведены их испытания, а затем с их использованием выполнена сварка и изготовлены крупногабаритные конструкции для опытного производства.

На рис. 4 приведен эскиз сварной плиты космической платформы из магниевого сплава МА2, которая сваривается из четырех заготовок размером 1500×1500 мм при толщине 105 мм. На этом

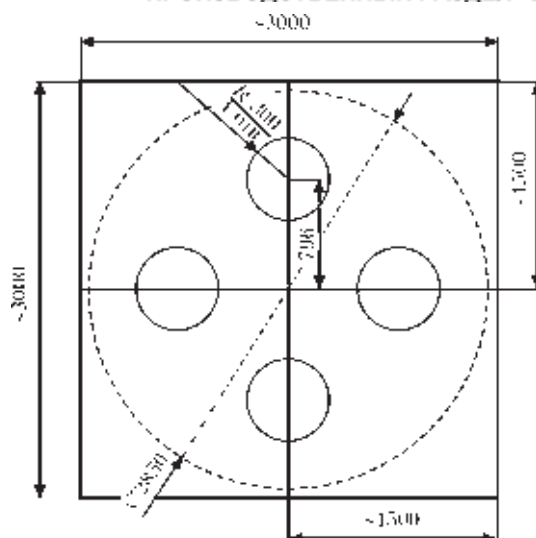


Рис. 4. Эскиз конструкции плиты из магниевого сплава МА2 (штрихпунктирная — диаметр заготовки, вырезаемой после сварки)

же эскизе показаны четыре отверстия диаметром 600 мм, которые вырезаются после сварки.

В табл. 1 и 2 приведены химический состав и механические свойства исходных заготовок толщиной 100 и 105 мм, которые подвергали сварке, а после оптимизации параметров режима сварки их использовали для проведения механических испытаний.

При оценке влияния параметров режима сварки на качество формирования швов выполняли проплав по основному металлу, после чего изготавливали макрошлифы и определяли наличие или отсутствие дефектов в сварных швах и зоне термического влияния.

Стабильное качество формирования соединений достигается при выполнении сварки горизонтальным пучком горизонтальных швов на вертикальной плоскости при мощности пучка 16 кВт и скорости сварки 5 мм/с.

На рис. 5, а приведен макрошлиф поперечного сечения получаемых швов при ЭЛС горизонтальным пучком. Все сварные соединения характеризуются наличием подрезов со стороны входа пуч-

Таблица 1. Химический состав полуфабрикатов (плита) разных партий магниевого сплава МА2, мас. %

№ п/п	Толщина плиты, мм	Al	Zn	Mn	Fe	Si	Cu	Ni
1	105	3,35...3,57	0,47...0,51	0,34...0,42	0,0042...0,0048	0,0023...0,0042	0,001...0,0033	0,0003...0,00052
2	100	3,5...3,8	0,60...0,68	0,10...0,20	0,020...0,022	0,14...0,18	0,000	0,000

Таблица 2. Механические свойства основного металла полуфабрикатов сплава МА2 при испытании образцов, вырезанных в различных направлениях по сечению плиты

№ п/п	Толщина плиты, мм	σ_B , МПа			$\sigma_{0,2}$, МПа			δ , %		
		вдоль	поперек	по высоте	вдоль	поперек	по высоте	вдоль	поперек	по высоте
1	105	255...260	249...261	246...269	186...197	190...192	74,3...82,0	14...16	9,1...17	11...13
2	100	237,2... ...250,8	227,2... ...248,1	270,9... ...277,5	133,9... ...144,6	131,1... ...139,8	60,7... ...61,3	9,4... ...21,0	9,2... ...19,2	18,2... ...18,3

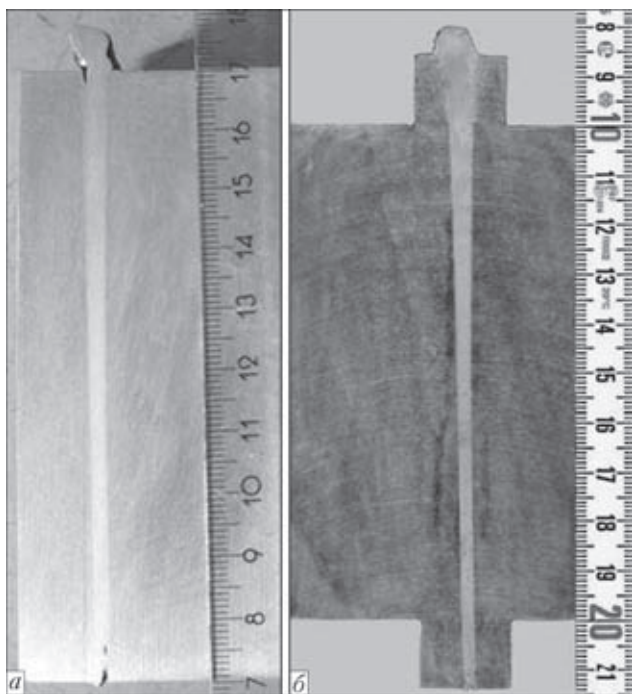


Рис. 5. Поперечные шлифы сварных соединений сплава МА2: а, б — см. в тексте

ка и накладок, которые устанавливаются сверху и в корне стыка (рис. 5, б) и закрепляются перед аргонодуговой сваркой. Толщина накладок и подкладок составляла 15 мм. С учетом возрастания общей глубины проплавления ток сварки был также увеличен до 380 мА. Скорость сварки, ток фокусирующей линзы $I_{\phi} = 590$ мА, ускоряющее напряжение $U = 60$ кВ и технологическая развертка пучка по окружности диаметром 2 мм оставались неизменными.

Во всех случаях поверхность свариваемых кромок, а также прилегающие к стыку поверхности плит шлифовали на глубину 0,1...0,2 мм. При сварке заготовок размером 1500×1500×100 мм прихватки стыков выполняли на режиме: $I_{\pi} = 100$ мА, $I_{\phi} = 620$ мА, $v_{\text{св}} = 5$ мм/с; колебания пучка по кругу диаметром 2 мм. На длине стыка 1500 мм выполняли пять прихваток длиной 120 мм с шагом между прихватами 150 мм. Перед наложением прихваток стык обезгаживался расфокуси-

Таблица 3. Прочностные характеристики сварных соединений сплава МА2

№ п/п	Место вырезки образцов	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Коэффициент прочности
1	Вдоль проката	$\frac{231,2...240,5}{235,2}$	$\frac{132,9...141,0}{136,6}$	14,5	0,97
2	Поперек проката	$\frac{229,7...283,8}{232,0}$	$\frac{131,6...138,9}{135,8}$	16,2	0,96
3	По толщине плиты	$\frac{258,2...260,4}{259,3}$	$\frac{72,4...81,7}{76,9}$	11,5	0,94

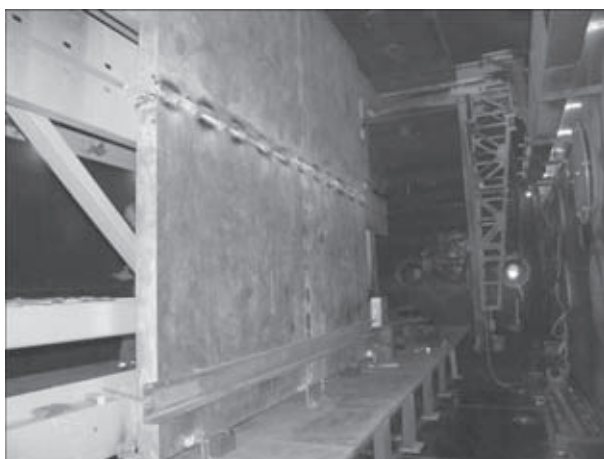


Рис. 6. Общий вид платформы из сплава МА2 перед выполнением сварки последнего шва длиной 3000 мм

ванным электронным пучком малой мощности. Прихватки накладывали в шахматном порядке, начиная с середины длины стыка. После чего осуществляли механическую зачистку их поверхности, установку и фиксирование накладки сверху стыка и подкладки со стороны корня. С двух боков стыка устанавливали и прикрепляли вводную и выводную планки. В таком состоянии сваривали стыки длиной 1500 мм.

После завершения сварки плиты размером 3000×1500×105 мм снимали со сварочного стенда и угловой шлифмашиной обрезали накладки с лицевой стороны плит, а также корневые и вводно-выводные планки в начале и конце швов.

ЭЛС последнего стыка длиной 3000 мм выполняли на специальном сборочно-сварочном стенде. Прихватки стыка закрепляли электронным пучком с двух сторон с переворотом изделия вне вакуумной камеры. Последующую зачистку прихваток и крепление накладок и выводных планок проводили по приведенной выше технологии. Общий вид оснащенной и установленной в вакуумной камере платформы приведен на рис. 6.

После сварки собранного по такой схеме стыка стол выкатывается из камеры, сварной узел с помощью крана транспортируется на участок ультразвукового контроля и замеров остаточной деформации.

Одновременно с подготовленной и собранной на стенде плитой в вакуумную камеру загружали образцы-свидетели, необходимые для последующего изготовления шлифов, предназначенных для металлографических исследований, определения распределения твердости в металле шва и зоне термического влияния, а также и для изготовления и проведения испытаний механических свойств.

Круглые образцы для определения временного сопротивления на разрыв изготавливали из различных участков как по толщине стыка, так и в различных направлениях прокатки плит при их металлургическом производстве. Результаты испытаний образцов приведены в табл. 3. Сравнив эти данные с характеристиками основного металла, приведенными в табл. 2, можно сделать вывод, что коэффициент прочности соединений во всех случаях превышает значение 0,9, которое требовалось обеспечить в соответствии с техническим заданием.

Контроль качества сварных швов после освобождения плит из сборочно-сварочного стенда осуществляли с применением ультразвукового дефектоскопа УД2-70. При этом плита располагалась на ложементе в горизонтальном положении таким образом, чтобы сварной шов был на весу. Сканирование выполняли с обеих сторон шва. Проведенный ультразвуковой контроль качества стыковых сварных соединений с толщиной кромок 100 мм не выявил каких-либо дефектов на общей длине швов 6000 мм.

Оценка уровня деформации плиты по схеме замеров стрелы прогиба показала, что после выполнения завершающего шва деформация пластины колеблется в пределах $\pm 1,5$ мм.

Выводы

1. Показана принципиальная возможность применения ЭЛС при создании толстостенных сварных конструкций из магниевых сплавов.

2. Установлены оптимальные параметры режима и основные технологические требования при ЭЛС заготовок из магниевого сплава МА2 с толщиной кромок 100 мм.

3. Разработана и прошла опытно-промышленную проверку технология изготовления крупногабаритных изделий размером $3000 \times 3000 \times 100$ мм из магниевого сплава МА2.

1. *Магнелиевые сплавы: Справочник*. В 2 т. – М.: Металлургия, 1978. – Т. 1: Металловедение магния и его сплавов / Под ред. М. Б. Альтмана, А. Ф. Белова, В. И. Добаткина и др. – 1978. – 232 с. – Т. 2: Технология производства и свойства отливок и деформированных полуфабрикатов / Под ред. И. И. Гурьева, М. В. Чухрова. – 296 с.
2. *Ольшанский Н. А., Хохловский А. С.* Свойства сварных соединений алюминиевых и магниевых сплавов большой толщины, выполненных ЭЛС // Актуальные проблемы сварки цветных металлов. – Киев: Наук. думка, 1985. – С. 167–169.
3. *Назаренко О. К., Матвейчук В. А.* Влияние нарушений аксиальной симметрии сварочной пушки на положение фокусного пятна // Автомат. сварка. – 2012. – № 7. – С. 47–51.
4. *Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатными перемещениями пушки и изделия* / Б. Е. Патон, О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков и др. // Там же. – 2004. – № 5. – С. 3–7.
5. *Бондарев А. А., Нестеренков В. М.* Исследование свариваемости магниевого сплава МА2 электронным лучом в вакууме // Компрессорное машиностроение. – 2013. – № 2. – С. 21–28.

Поступила в редакцию 10.11.2013

Экспо Силезия ♦ Институт сварки в Гливицах

Международная специализированная выставка

ExpoWELDING 2014

12–16 октября 2014

Centrum Targowo-Wystawiennicze
Expo Silesia (Сосновец, Польша)

Организатор: Expo Silesia Sp. z o.o.

На ежегодной международной сварочной выставке будут представлены новые технологии, применяющиеся в наиболее развитых регионах Польши.

В рамках выставки состоится 56-я научно-техническая конференция «Сварка – всегда больше», организатор Институт сварки в Гливицах.

В выставке ExpoWELDING 2013 приняли участие 140 компаний из Польши, Германии, Чехии, Канады, Китая, Франции, Австрии, Тайваня, Италии, Дании, Швеции, Нидерландов и Швейцарии, ее посетили около 4500 специалистов.

Контакты: Тел.: +4832 78 87 506, факс: +4832 78 87 525

E-mail: wioletta.blonska@exposilesia.pl



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 15Х1М1ФЛ ПРИ ИСПРАВЛЕНИИ ДЕФЕКТОВ ЛИТЬЯ СПОСОБОМ ПОПЕРЕЧНОЙ ГОРКИ

Н. Г. ЕФИМЕНКО¹, О. Ю. АТОЖЕНКО¹, А. В. ВАВИЛОВ², А. Г. КАНТОР², Е. И. УДАЛОВА²

¹ НТУ «Харьковский политехнический институт». 61002, г. Харьков, ул. Фрунзе, 21. E-mail: svarka126@ukr.net

² ОАО «Турбоатом». 61037, г. Харьков, Московский просп., 199

Заварка дефектов литья в деталях энергетического оборудования из теплоустойчивых сталей сопряжена с опасностью возникновения хрупкого разрушения в результате повышенного объемно-напряженного состояния. Представляет интерес изучение влияния технологических приемов управления термдеформационным циклом сварки для получения благоприятной структуры и свойств в сварных соединениях. В работе исследовали влияние сварки способом поперечной горки без подогрева и термической обработки на механические свойства и структуру различных зон сварных соединений стали 15Х1М1ФЛ и сравнивали их со свойствами сварных соединений после сварки с предварительным подогревом согласно штатной технологии. Установлено, что после сварки поперечной горкой в высокотемпературной области металла ЗТВ и металле шва образуется структура верхнего зернистого бейнита, характеризующаяся оптимальным комплексом механических свойств, а именно — сочетанием высокой прочности при достаточно высоких значениях ударной вязкости. Показано, что стойкость против образования холодных трещин после сварки поперечной горкой без подогрева выше, чем после сварки по штатной технологии. Библиогр. 12, рис. 6.

Ключевые слова: сталь, сварка, подогрев, термическая обработка, зернистый бейнит, субзеренная структура, свойства

При заварке литейных дефектов в крупногабаритных толстостенных конструкциях энергетического оборудования из низколегированных теплоустойчивых сталей основной опасностью является формирование закалочных структур в высокотемпературной области металла ЗТВ, что не исключает образования холодных трещин. Трудности особого характера возникают при исправлении дефектов в литых массивных конструкциях из стали 15Х1М1ФЛ (например, корпуса турбин массой порядка 100 т).

При затвердевании металл наплавки находится в жестких контурах, образующихся при выборке дефектов, что ухудшает условия его пластического течения. Ситуация усложняется, когда объем выборки под заварку достигает 1000 см³ и более. Снижение деформационной возможности кристаллизующегося металла приводит к повышению объемно-напряженного состояния и создает условия для хрупкого разрушения конструкций при эксплуатации. Для снижения напряженного состояния металла в районе заварки дефекта в соответствии с нормативной документацией необходимо обеспечивать проведение дополнительных технологических операций (местный предварительный и сопутствующий подогрев и послесварочный высокий отпуск).

Вместе с тем в ряде работ [1–4] приводятся результаты исследований, подтверждающие не-

целесообразность и даже опасность проведения высокого подогрева при сварке закаливающихся сталей. На сегодня исследованы и рекомендуются технологические решения по сварке крупногабаритных конструкций из закаливающихся сталей без подогрева и термической обработки, обеспечивающие технологическую прочность. Анализ существующих способов сварки показал, что наиболее приемлемым для ремонтной сварки закаливающихся сталей без подогрева является способ поперечной горки (СПГ) [4, 5], который обеспечивает автоподогрев и автотермообработку со сварочного нагрева. Способ основан на управлении процессом тепловложения заполняемыми разделку слоями наплавляемого металла, что, в свою очередь, позволяет влиять на термдеформационный цикл за счет периодического теплового воздействия и на формирование определенного типа структур. В работе [4] приведена технология ремонтной сварки крупногабаритных массивных конструкций СПГ из хорошо свариваемых сталей без подогрева и термической обработки. Применительно к теплоустойчивым закаливающимся сталям данный способ изучен недостаточно.

Данная работа посвящена обоснованию возможности применения СПГ при исправлении дефектов без подогрева массивных конструкций из стали 15Х1М1ФЛ.

Материал и методика исследований. Исследованию структуры и свойств подвергали сварные соединения, выполненные на литых заготовках из стали 15X1M1ФЛ диаметром 120 мм и длиной 300 мм, термообработанных по режиму штатной технологии (нормализация 970...1000 °С, отпуск 720...750 °С). В средней части заготовок механическим способом вырезали продольные выборки под заварку глубиной 60 мм, шириной 50 мм и длиной 270 мм. Заварку осуществляли электродуговым способом электродами типа Э-09Х1М1Ф марки ТМЛ-3У, диаметром 4 мм на режиме: $I_{св} = 160...170$ А; $U_d = 26$ В. При этом одну партию заготовок заваривали согласно штатной технологии — обратнo-ступенчатым способом (ОСС) с предварительным подогревом до 200...250 °С, другую — СПГ без подогрева путем послойного заполнения разделки.

При заварке выборок СПГ обеспечивался угол наклона заготовки относительно горизонтальной плоскости в пределах 25...30° [6]. Температуру металла ЗТВ измеряли термопарами, которые зачеканивались в различных местах сварного соединения на расстоянии от кромки разделки 1, 2, 3, 4 и 7 мм. Показания фиксировали на приборе

ЭПП-09М3. Установлено, что ширина прослойки металла, нагревающегося выше 850 °С, находится в пределах 1 мм. На расстоянии 2...3 мм от линии сплавления температура нагрева достигала 630...660 °С.

После сварки часть заготовок отпускали вместе с корпусными деталями при температуре 720...750 °С с выдержкой 3 ч.

Макроанализу и измерению твердости подвергали темплеты толщиной 13...14 мм, вырезанные в поперечном направлении относительно оси сварных швов. Твердость по HV_5 измеряли на трех уровнях по высоте швов (10, 25 и 40 мм), после чего из этих темплетов изготавливали образцы для определения механических свойств в различных зонах соединений. Ударную вязкость определяли на стандартных образцах с надрезами в основном металле, в высокотемпературной области металла ЗТВ и в металле шва при температурах: KCU — от -20 до 350 °С, KCV — от -60 до 100 °С.

Микроструктуру исследовали методом оптической и электронной микроскопии. Для выявления границ зерен в металле ЗТВ и наплавленном металле травление шлифов осуществлялось в пересыщенном водном растворе пикриновой кислоты с добавлением ПАВ. Величину зерна определяли методом случайных секущих.

Результаты исследования. При макроанализе установлено, что ширина ЗТВ составляет 2,5...3,8 мм, макродефектов не выявлено, металл швов отличается высокой сплошностью.

Характер изменения твердости по зонам на всех уровнях практически одинаковый. На рис. 1 представлены графики изменения средних ее значений на одном уровне — 25 мм. Установлено, что после обоих способов сварки без отпуска твердость металла шва и высокотемпературной области металла ЗТВ выше, чем основного. Так, в соединении, выполненном ОСС с подогревом, наиболее высокая твердость (HV 370) отмечается в металле шва вблизи границы сплавления (рис. 1, а); после сварки СПГ твердость всех участков ниже примерно на HV 50. Сопоставление полученных значений твердости с данными твердостей и соответствующих им структур диаграммы анизотермического распада аустенита стали 15X1M1ФЛ [6] показывает, что при охлаждении в зонах повышенной твердости в условиях сварки ОСС с подогревом сначала идет превращение аустенита в нижний бейнит, а затем образуется мартенсит с сохранением остаточного аустенита (около 12 %); при СПГ без подогрева образуется верхний бейнит (до 70 %) с мартенситом и остаточным аустенитом, что не противоречит работам [7, 8]. Естественно, что повышение эффекта автоподогрева при СПГ способствует замедлению скорости охлаждения, что приводит к образованию верхнего бейни-

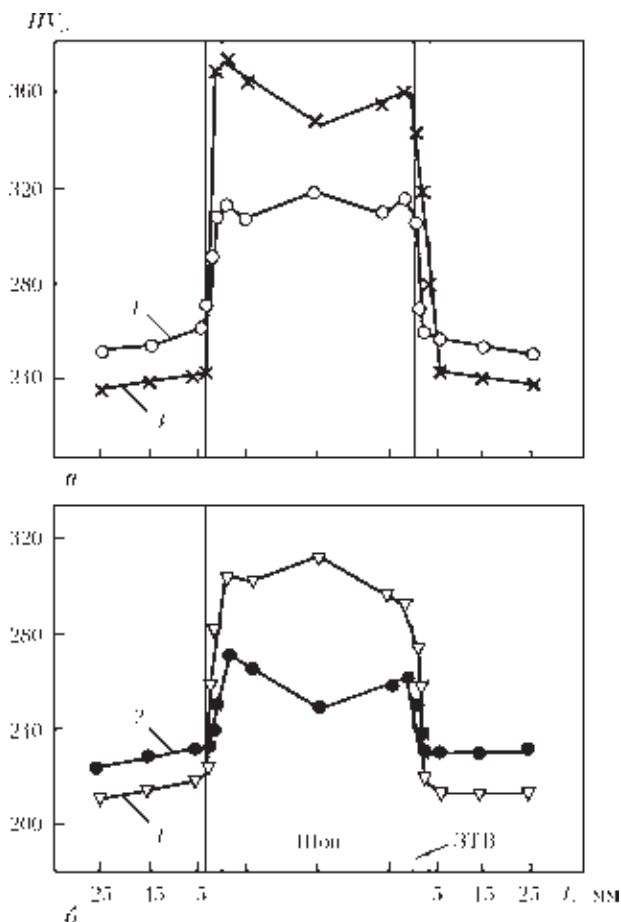


Рис. 1. Изменение твердости сварных соединений из стали 15X1M1ФЛ: а — без термической обработки после сварки; б — с термической обработкой после сварки; 1, 2 — СПГ без подогрева; 3, 4 — ОСС с подогревом

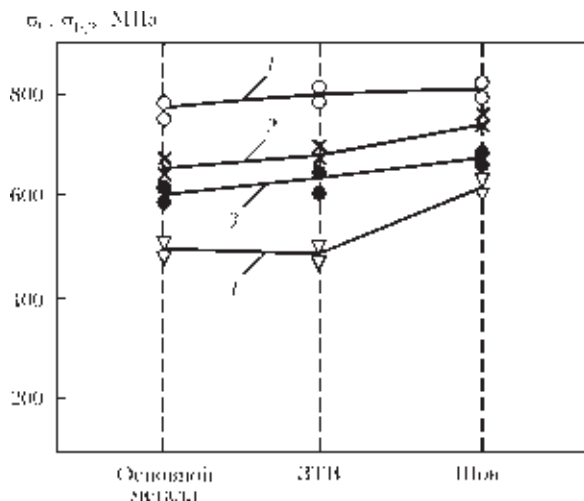


Рис. 2. Изменение прочностных свойств различных зон сварных соединений из стали 15X1M1ФЛ после СПГ: 1, 3 — соответственно $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{0,2}$ — без термической обработки после сварки; 2, 4 — $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{0,2}$ — с высоким отпуском после сварки

та, подверженного дополнительно самоотпуску, и уменьшает опасность образования структур, приводящих к охрупчиванию металла этой зоны.

Высокий отпуск снижает твердость всех зон сварных соединений (рис. 1), однако, в ЗТВ и металле шва вблизи границы сплавления она остается повышенной (особенно после сварки ОСС). Это связано с термодформационным воздействием на зеренное строение и структуру в околошовной зоне и замедлением распада неравновесной структуры. В металле шва вблизи границы сплавления сохранение повышенной твердости после отпуска может быть обусловлено также микрохимической неоднородностью, образующейся вследствие диффузионных процессов на границе жидкий металл сварочной ванны — основной металл. Объемы жидкого металла вблизи расплавленной кромки более насыщены легирующими элементами, углеродом и примесями, что задерживает рас-

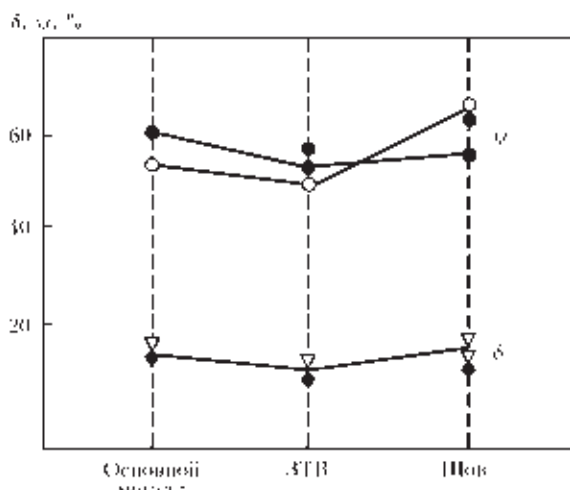


Рис. 3. Изменение пластических свойств различных зон сварных соединений из стали 15X1M1ФЛ после сварки СПГ без термической обработки (светлые значки) и с высоким отпуском (темные)

пад твердого раствора и увеличивает количество выделяющихся карбидных и интерметаллидных фаз, повышающих твердость.

Установлено, что сварка СПГ обеспечивает высокие значения прочностных характеристик всех зон (рис. 2), что удовлетворяет требованиям норм, предъявляемым к металлу толстостенных литых конструкций из стали 15X1M1ФЛ. Уровень значений $\sigma_{\text{в}}$ практически одинаков, несмотря на повышение твердости в ЗТВ и в металле шва; уровень $\sigma_{0,2}$ металла ЗТВ и шва несколько повышается по сравнению с основным металлом. После отпуска значения $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{0,2}$ всех зон снижаются, но в металле шва $\sigma_{0,2}$ остается выше.

После сварки СПГ относительное удлинение δ всех зон практически одинаково (18...20 %) как в случае без отпуска, так и с послесварочным отпуском (рис. 3). Относительное сужение ψ имеет высокие значения для всех зон (более 50 %), однако, наиболее высокие значения ψ имеет металл шва после сварки без отпуска (68 %).

Результаты испытаний на ударную вязкость KCU показали, что резкое снижение ее значений происходит во всех зонах при 20 °С (как без отпуска, так и с отпуском после сварки).

Сравнительный анализ изменения механических свойств, полученных в высокотемпературной области металла ЗТВ после обоих способов свар-

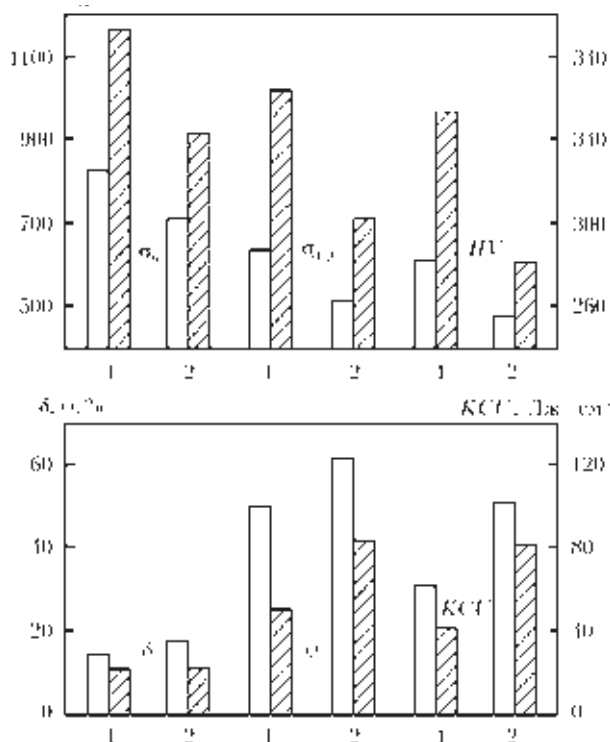


Рис. 4. Механические свойства высокотемпературной области металла ЗТВ после сварки стали 15X1M1ФЛ различными способами: светлые диаграммы — СПГ без подогрева; заштрихованные — ОСС с подогревом до 200 °С; 1 — без последующей термообработки; 2 — с высоким отпуском после сварки

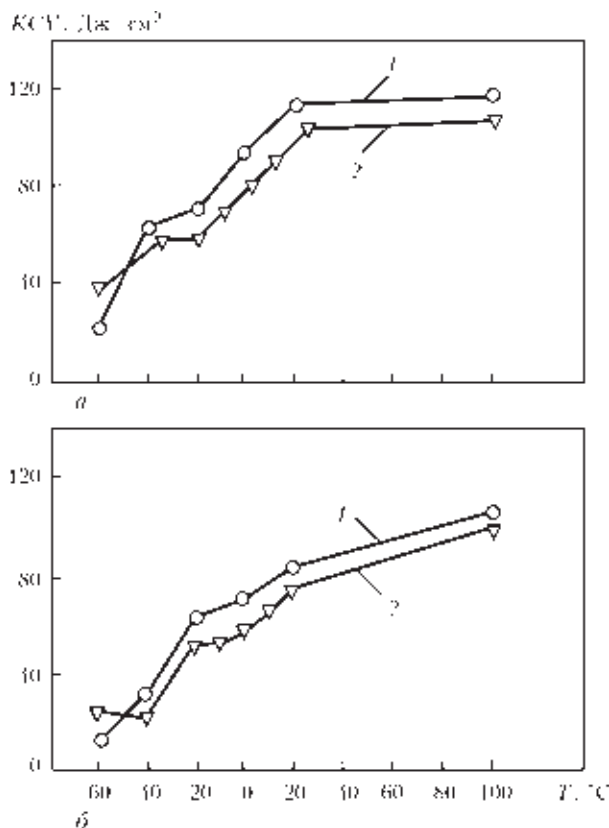


Рис. 5. Влияние температуры испытания на ударную вязкость KCV металла высокотемпературной области ЗТВ после сварки стали 15Х1М1ФЛ с предварительным подогревом до 200 $^{\circ}\text{C}$ способом ОСС (2) и без подогрева способом СПГ (1): а — без термообработки после сварки; б — с высоким отпуском после сварки

ки (как без отпуска, так и с отпуском), показывают (рис. 4), что после сварки СПГ без подогрева прочностные характеристики ниже, а пластические характеристики и KCU выше, чем после сварки ОСС с подогревом.

Склонность к хрупкому разрушению высокотемпературной области металла ЗТВ оценивали при определении ударной вязкости образцов с острым надрезом (KCV). Из рис. 5 следует, что после сварки СПГ значения KCV выше при всех температурах испытания. При этом для обоих способов сварки при испытании от -60 до 20 $^{\circ}\text{C}$ KCV выше в том случае, если не проводился послесварочный отпуск.

рочный отпуск, что можно объяснить выделением дисперсных фаз и перестройкой дислокационного строения зерен, связанной с процессами возврата и полигонизации. Отмечается одинаковое для обоих способов сварки заметное снижение KCV при температуре ниже -20 $^{\circ}\text{C}$, указывающее на то, что критическая температура хрупкости не зависит от проведения дополнительных технологических операций (подогрева и послесварочного отпуска).

Микроанализом установлено, что при сварке СПГ без подогрева в ЗТВ и металле шва образуется структура, состоящая из верхнего зернистого бейнита (рис. 6, а). Заметен слабо выраженный переход к структуре высокотемпературной области ЗТВ. На расстоянии 1,5...2,0 мм от границы (рис. 6, б) микроструктура металла ЗТВ состоит из мелких зерен доэвтектоидного феррита и зернистого бейнита. В области ЗТВ на расстоянии около 3 мм от границы сплавления (рис. 6, в) металл подвергнулся неполной фазовой перекристаллизации. При этом грубые образования избыточного феррита не претерпели фазовой перекристаллизации при сварке, однако, они фрагментированы на отдельные мелкие субзерна, что обусловлено процессами динамической рекристаллизации и полигонизации («in situ»). Указанные процессы протекают в условиях пластических деформаций и высоких температур нагрева, сопровождающих весь термический цикл послойного заполнения разделки при сварке. Ширина зоны пластической деформации в 2...3 раза превышает ЗТВ. Распределение пластической деформации по сечению сварного соединения происходит неравномерно.

В сварных соединениях толстостенных конструкций из низколегированных сталей пластическая деформация может достигать 4...5 % и более [1, 9, 10]. В таких условиях полигонизация и рекристаллизация происходят одновременно, конкурируя между собой [11, 12], создавая в деформированных зернах развитую сетку субграниц. При изучении зеренной структуры в сварных соединениях, выполненных СПГ, было выявлено, что

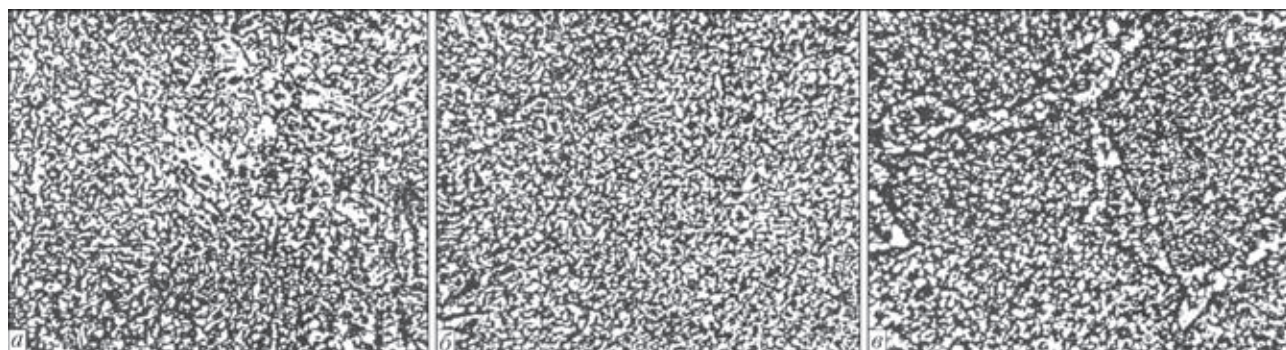


Рис. 6. Микроструктура ($\times 500$) сварного соединения стали 15Х1М1ФЛ, выполненного СПГ без подогрева и последующей термообработки: а — зона сплавления; б — ЗТВ на расстоянии от границы сплавления примерно 2 мм; в — около 3 мм



вблизи зоны сплавления некоторые зерна имеют зубчатые границы и деформированную форму, что является следствием пластической деформации, а в высокотемпературной области ЗТВ и шве металл отличается мелкозернистостью. Так, в ЗТВ $\bar{d}_{\text{усл}} \approx 0,0192$ мм (7...8 балл), в металле шва $\bar{d}_{\text{усл}} \approx 0,0186$ мм (8...9 балл). Однако зеренная структура неоднородная: более мелкие зерна, соответствующие примерно 13 баллу, располагаются по границам основных зерен и внутри таковых, что является подтверждением начала развития процессов динамической рекристаллизации. Мелкозернистая структура с развитой сеткой субграниц обеспечивает высокий комплекс механических свойств в высокотемпературной области ЗТВ и повышает стойкость против хрупкого разрушения.

Выводы

1. В сварных соединениях стали 15X1M1ФЛ, выполненных СПГ и ОСС, в высокотемпературной области ЗТВ и металле шва твердость выше, чем в основном металле. Послесварочный отпуск уменьшает разницу твердости, однако, полного выравнивания ее значений не происходит, что связано с процессами термдеформационного упрочнения в ЗТВ и шве и замедлением распада неравновесных структур.

2. Сварка СПГ, обеспечивающая автоподогрев и автотермообработку, приводит к образованию в ЗТВ и металле шва структуры верхнего зернистого бейнита, при котором обеспечивается оптимальный комплекс механических свойств и повышается сопротивление хрупкому разрушению.

3. Ударная вязкость KCV высокотемпературной области ЗТВ после обоих способов сварки в интервале температур испытания от -60 до 20 °C выше в сварных соединениях, не подвергавшихся высокому отпуску. При повышении температуры испытаний до 100 °C разница нивелируется. Характерным для обоих способов сварки является одинаковое значение критической температуры (-20 °C), которое не изменяется после проведения

высокого отпуска, следовательно, положение порога хладноломкости зависит преимущественно от формирования зеренного строения в условиях термдеформационного цикла сварки.

4. Сварка стали 15X1M1ФЛ без предварительного подогрева СПГ обеспечивает высокие показатели механических свойств соединений, удовлетворяющие требованиям, регламентированным нормативно-технической документацией, что дает основание производственного применения данного способа при заварке дефектов отливок корпусов турбин и паровой арматуры.

1. Козлов Р. А. Сварка теплоустойчивых сталей. – Л.: Машиностроение, 1986. – 160 с.
2. Панов В. И. Предварительный подогрев сварных конструкций тяжелого машиностроения // Тяжелая промышленность. – 1993. – № 4. – С. 14–17.
3. Панов В. И. Универсальная методика ремонтной сварки крупногабаритных массивных конструкций тяжелого машиностроения // Свароч. пр-во. – 2007. – № 4. – С. 11–17.
4. Синадский С. Е., Панов В. И. Автоподогрев и автотермообработка при сварке поперечной горкой // Там же. – 1985. – № 11. – С. 3–5.
5. А. с. 1816595 СССР, А1В23К 9/16. Способ многопроходной сварки / Н. Г. Ефименко, М. В. Орлов, Н. Е. Левенберг и др. – № 4902660/08. Оpubл. 23.05.93; Бюл. № 19.
6. О структуре зоны термического влияния сварных соединений сталей 15X1M1ФЛ, 25X2НМФА и 20ХН2МФА / Н. Е. Левенберг, С. И. Герман, О. П. Фомина и др. // Автомат. сварка. – 1973. – № 6. – С. 19–21.
7. Чепрасов Д. П. Структура и фазовый состав зернистого бейнита на участке полной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения из низкоуглеродистых низколегированных сталей // Свароч. пр-во. – 2006. – № 2. – С. 3–8.
8. Касаткин Б. С., Козловец О. Н. Микроструктурная мартенситно-аустенитная составляющая в сварных соединениях высокопрочных низколегированных сталей (Обзор) // Автомат. сварка. – 1992. – № 9–10. – С. 3–12.
9. Царюк А. К. Особенности развития пластической деформации в процессах формирования сварного соединения: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Киев: ИЭС. им. Е. О. Патона, 1979. – 24 с.
10. Методика оценки влияния остаточных напряжений на образование продольных холодных трещин в сварных соединениях легированных сталей / Л. М. Лобанов, О. Л. Миходуй, В. Д. Позняков и др. // Автомат. сварка. – 2003. – № 6. – С. 9–13.
11. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов. – М.: Металлургия, 1977. – 431 с.
12. Дяченко С. С. Фізичні основи міцності та пластичності металів: Навчальний посібник. – Харків: ХНАДУ, 2007. – 226 с.

Поступила в редакцию 30.09.2013



УДК 623.7.023.22:539.375.6

АНАЛИЗ НЕКОТОРЫХ ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ (TiZr)N НА ЛОПАТКАХ РОТОРА КОМПРЕССОРА ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ ТВ3-117

К. А. КОРСУНОВ, Е. А. АШИХМИНА

Восточноукр. нац. ун-т им. В. Даля. 91034, г. Луганск, кв. Молодежный, 20, а. E-mail: uni@snu.edu.ua

Рассмотрены результаты проведенных испытаний по оценке износостойкости лопаток ротора компрессора вертолетного двигателя ТВ3-117 с ионно-плазменным покрытием (TiZr)N, ранее использовавшимся только в инструментальном производстве. Испытания на компрессорных лопатках проведены в условиях, близких к условиям эксплуатации вертолетного двигателя при взлетном режиме. Результаты испытаний покрытия на стойкость к коррозии в воздушно-морской атмосфере соответствуют в среднем девяти баллам по десятибалльной шкале. Сделано предположение, что скорость эрозии покрытия зависит от его микротвердости и температуры воздуха в компрессорном узле двигателя. Для описания и анализа этих зависимостей применялся математический метод выравнивания (метод наименьших квадратов). Квадратичная функция наиболее точно описывает практические результаты. Расчетная квадратичная кривая второго порядка хорошо коррелирует с опытной кривой, отражающей зависимость скорости эрозии от микротвердости. Полученная рабочая модель обеспечивает возможность проведения дальнейших расчетов сроков службы лопаток в различных интервалах температур, т. е. оценки надежности авиационной техники. Библиогр. 14, табл. 4, рис. 3.

Ключевые слова: ионно-плазменное покрытие (TiZr)N, скорость эрозии, микротвердость, лопатка ротора компрессора, увеличение срока службы двигателя ТВ3-117, метод аналитического выравнивания, дисперсионный анализ

Лопатки ротора компрессора вертолетного двигателя ТВ3-117 – наиболее нагруженные детали, подвергающиеся действию статических, динамических и циклических нагрузок, поэтому их изготавливают из титановых сплавов, не уступающих другим легким сплавам по жаростойкости, стойкости к коррозии и эрозии.

Однако, при эксплуатации вертолета Ми-24 (условия песочных почв), особенно в режиме зависания вертолета над поверхностью земли, создается абразивная водно-воздушная среда высокого давления (более 4,0 атм) в воздушном тракте узла компрессора двигателя. Затягиваемые частицы пыли, различного размера и геометрической формы, под давлением воздуха ударяются о поверхность пера лопатки ротора компрессора, создавая локальный микроудар и впоследствии вызывая микротрещины, сколы, задиры, борозды, вырывы и другие дефекты. В связи с этим происходит сильный эрозионный износ лопаток и мощность двигателя может падать на 23...25 %. Степень и характер эрозионного износа зависят от дисперсного состава и количества пыли, засасываемой в двигатель [1, 2]. Для дальнейшей эксплуатации вертолетного двигателя опасны следующие дефекты на лопатках: фреттинг-коррозия на хвостовой части (рис. 1, а) и эрозионный износ по перу (рис. 1, б), которые приводят к постепенному

разрушению материала, т. е. снижению надежности техники и возникновению опасности помпажа двигателя.

Также при использовании титановых сплавов в конструкции компрессора двигателя появляется риск возникновения «титановых пожаров». Наличие трения в возмущенном потоке воздуха (температура выше 300 °С) приводит к быстрому возгоранию титана, вследствие чего прожигаются все конструкционные материалы, в том числе жаропрочные сплавы в двигателе [1, 3].

В связи с вышеизложенным, для повышения стойкости к химическому и механическому воздействиям на лопатки ротора компрессора, изготовленных из сплавов на основе титана, применяют следующие виды защиты:

- очистка топлива и воздуха от примесей;
- установка пылезащитного оборудования на входное устройство двигателя;
- создание новых сплавов с высокими технико-эксплуатационными показателями;
- нанесение защитных покрытий.

Последний пункт наиболее перспективен, так как не ведет к удорожанию топлива, не требует создания громоздких конструкций и применения дорогих материалов. Нанесение защитных покрытий на лопатки возможно различными способами. По показателям коррозионной стойкости ϕ (балл) и эрозионной стойкости D (балл) предпоч-



Таблица 1. Защитные покрытия для деталей авиационных двигателей и инструмента [4–6]

№ п/п покрытия	Покрытие	Способ нанесения	Материал покрытия	Деталь/материал	Эксплуатационные показатели T , °C; ϕ ; D , балл	Толщина, мкм
1	Никель-кадмиевое	Электрохимический (гальваническая ванна)	Никель, кадмий	Лопатка/15X12H2МВФАБ-Ш; 13X11H2B2МФ	350; 2; 1	12...20
2	Вакуумное ионно-плазменное	Ионно-плазменный конденсационный («Булат», «Пуск», МАП-1)	TiN; ZrN; TiN–TiAlN	Лопатка/ВТ-20, ВТ3-1, 14X17H2, ВК8, ВТ-6С	250...400; 1...2; 2...3	0,05...12,00
			TiC–TiCN–TiN; TiN–TiAlN; TiAlN–TiAlSiN; TiFeN–TiFeSiN; TiC; TiN–TiMoN; TiCN–TiZrN–TiN; TiN–TiZrN–TiN; TiN–TiZrN; ZrC	Режущий инструмент/У8, Р6М5, Р9К9, Т15К6, У10, У13	250...400; 2; 4	
			TiC; ZrC	Авиационный агрегат/САП-2; ВТ3-1	250...400; 2; 3	
3	Металлокерамическое	Детонационный	ВП-АФЦ Н-ВП-АФЦ1 с подслоем никеля; WC–C (ВК-15)	Лопатка/легированная сталь	400...450; 3; 1	80...100

Примечание. Недостатки покрытий: № 1 — наводораживание материала, низкие эксплуатационные показатели и технологичность; № 2 — дорогостоящее оборудование, низкая производительность; № 3 — большие габариты деталей, неравномерность покрытий, низкая эрозионная стойкость.

тительнее вакуумные ионно-плазменные покрытия (табл. 1).

Целью данной работы является исследование и анализ физико-технических показателей ионно-плазменного многофункционального покрытия типа (TiZr)N, ранее применяемого только для инструмента и предложенного для защиты компрессорных лопаток из титанового сплава ВТ-8 вертолетного двигателя ТВ3-117.

Напыление наносили на всю поверхность лопатки, т.е. на перо и замочную часть, в два слоя (толщина 5,0...5,5 мкм) на установке «Булат-6». Параметры режимов нанесения покрытий представлены в табл. 2. Первый слой покрытия формировался поочередным бомбардированием по-

верхности лопатки ионами титана и циркония в разреженной среде азота. В процессе нанесения первого слоя одновременно идет очищение поверхности и ее упрочнение частично диффундирующими в поверхность основы соединениями ZrN, TiN. Второй слой покрытия имеет более сложный состав, включающий упрочняющие фазы на основе тугоплавких соединений ZrN, TiN, (TiZr)N, которые приостанавливают процесс разрушения материала основы лопатки, вызванный химическим и механическим влиянием среды при эксплуатации двигателя. Состав покрытия катода, об. %: 20 Zr; 80 Ti.

Данные исследований на коррозионную стойкость, изменения скорости эрозии и микротвер-

Таблица 2. Режимы нанесения ионно-плазменного покрытия типа (TiZr)N

Этап напыления	Ток ускоренного ионного потока $I_{\text{и}}$, В	Напряжение ускоренного ионного потока $U_{\text{и}}$, В	Ток дуги испарителя $I_{\text{к}}$, А	Напряжение разряда $U_{\text{к}}$, кВ
Ионное травление (давление азота 10^{-1} Па)	3	250	90	1,8
Напыление покрытия (давление азота $2 \cdot 10^{-1}$ Па)	4	190	110	1,5

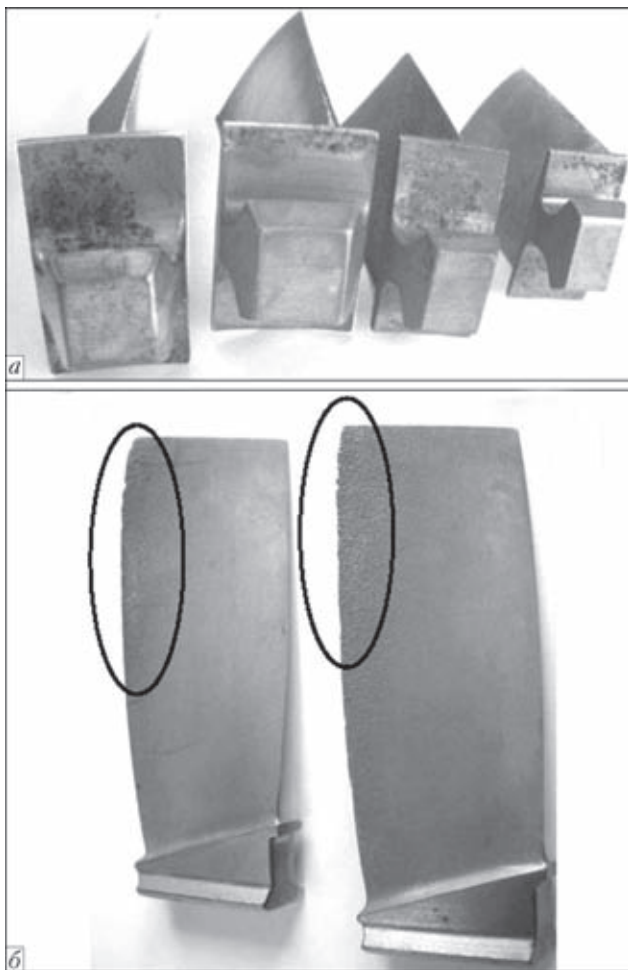


Рис. 1. Эксплуатационные дефекты лопаток ротора компрессора двигателя ТВ3-117: а – фреттинг-коррозия на замках лопаток; б – эрозионный износ на выходной кромке

дости приведены в табл. 3. Коррозионную стойкость покрытия определяли путем воздействия тонкораспыленной морской воды (морской туман) на перо лопатки при ее нагреве до 300, 400, 500 и 600 °С. Во время испытания покрытия (TiZr)N наблюдали рост солевых отложений в виде белых пятен, занимающих до 2 % общей площади лопатки. Окислообразные коррозионные поражения не обнаружены ни со стороны хвостовика, ни на перо лопатки. При этом отсутствие цветов побежалости на лопатке с покрытием говорит о том, что покрытие (TiZr)N при воздействии химически

активной среды достаточно стойко к термоциклическим нагрузкам. Оценка солеобразных коррозионных поражений по десятибалльной шкале соответствует 6...7 баллам, окислообразных – 10 баллам при указанных выше температурах испытания. Применение ионно-плазменного покрытия (TiZr)N по подсчетам дает повышение коррозионной стойкости хвостовика лопатки в 4...5 раз.

Микротвердость покрытия (TiZr)N на лопатках ротора компрессора и основного материала лопаток измеряли с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке 50 г в течение 7 с перед нанесением покрытия, после нанесения покрытия и каждого трехчасового отжига лопаток при температурах 300, 400, 500 и 600 °С как с покрытием, так и без него. Выбор времени отжига, равный трем часам, обусловлен тем, что контрольное время полета вертолета Ми-24, на котором устанавливают двигатели ТВ3-117, в полной боекомплектности (в том числе взлет и посадка) составляет не менее двух часов. Температура воздуха в компрессорном узле двигателя ТВ3-117 составляет 300...400 °С, при этом возможно повышение рабочей температуры до 450 °С в области 12-й ступени компрессора. Лопатки ротора компрессора, устанавливаемые на двигатель, в процессе капитального ремонта проходят операцию упрочнения – виброполирование в бое шарошлифовальных кругов (размер боя – 5...10 мм), поэтому микротвердость (сплав ВТ-8) таких лопаток значительно выше, чем сплава без упрочнения, и приближается к значениям микротвердости того же сплава, но упрочненного способом винтовой экструзии: 4,1...4,28 ГПа (для температуры 700 °С) [11]. Измерение микротвердости после термоиспытаний лопаток как с покрытием, так и без него, показало тенденцию уменьшения микротвердости при увеличении температуры отжига (табл. 3).

Для сравнения приведем результаты исследований, приведенные в работах [12–14] для подобного покрытия TiN: микротвердость 21,2...27,4 ГПа, скорость эрозии 19...28 мг/мин.

Эрозионную стойкость покрытия (TiZr)N определяли по следующей методике. Перед испытани-

Таблица 3. Физико-технические показатели лопатки ротора компрессора с покрытием (числитель) (TiZr)N и без покрытия (знаменатель) (основа – сплав ВТ-8)

Показатель	Температура отжига, °С				
	без нагрева	300	400	500	600
Микротвердость, ГПа	34/6	32/5,5	25/4,5	24/3,2	5/3
Скорость эрозии $v_{эп}$, мг/мин	11/38	12/61	26/63	29/168	36/347
Среднее значение коррозионной стойкости ϕ , балл (max 10)	9/9	9/8	9/7	8/7	8/7

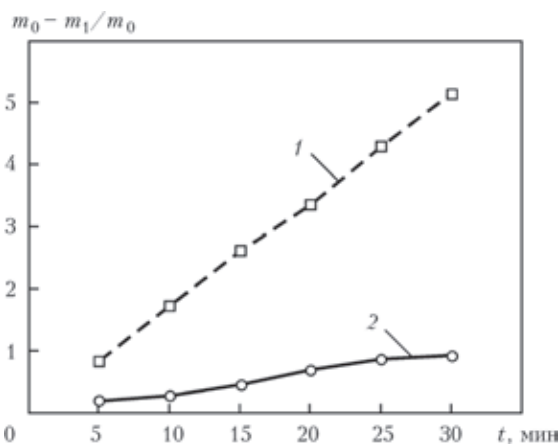


Рис. 2. Потеря массы лопатки при воздействии эрозионной среды: 1 — без покрытия; 2 — с покрытием (TiZr)N

ем и после него определяли массу лопатки взвешиванием с точностью до 0,001 г. Стендовые испытания проводили с использованием электрокорундового песка дисперсностью 100...300 мкм (14A F60), которым бомбардировали поверхность лопаток под давлением 0,3...0,35 МПа. При условии полета вертолета в районах песочных почв: дисперсность частиц засасываемого песка около 200 мкм и более, давление воздуха в области 12-й степени компрессора вертолетного двигателя ТВЗ-117 достигает 0,4 МПа (максимальное давление). Проводили опробование лопаток без покрытия и с покрытием (TiZr)N, до отжига и после него при указанных температурах (см. табл. 3). Скорость эрозии вычисляли по формуле [7]

$$v_{\text{эп}} = \frac{m_0 - m_1}{t} \quad (\text{мг/мин}),$$

где m_0 , m_1 — масса лопатки до и после испытания соответственно; t — время испытания.

Из табл. 3 видно, что скорость эрозии лопатки как без покрытия, так и с покрытием зависит от микротвердости материала лопатки или покрытия, а та, в свою очередь, от температуры в компрессорном узле при эксплуатации.

Согласно полученным результатам испытаний скорость эрозии лопатки с покрытием (TiZr)N в интервале рабочих температур до 300 °С снижается в 3,5...5 раз в отличие от лопатки без покрытия, о чем наглядно свидетельствует график (рис. 2). При этом микротвердость покрытия уменьшается незначительно.

В интервале рабочих температур 300...400 °С скорость эрозии лопатки с покрытием отличается от значений скорости эрозии лопатки без покрытия практически в то же число раз, что и при рабочих температурах до 300 °С. Это, в свою очередь, подтверждает предположение о том, что при таких температурах структура покрытия достаточно плотная и еще устойчива к механическим воздействиям пылевых частиц, попадающих в проточную часть компрессора, а первый слой вы-

полняет армирующие функции. Микротвердость покрытия снижается (см. табл. 3), однако, как отмечалось выше, это не влияет на его защитные свойства.

При повышении рабочих температур до 500 °С скорость эрозии лопатки без покрытия в отличие от лопатки с покрытием возрастает практически в шесть раз, поскольку предел прочности титанового сплава ВТ-8, из которого изготовлена лопатка ротора компрессора, сохраняя высокие значения до температуры 450 °С, а выше — резко падает. В этом случае, покрытие (TiZr)N выполняет еще и теплозащитные функции, т. е. частично предотвращает нагрев пера лопатки. В интервале температур 400...500 °С микротвердость покрытия так же, как и в интервале до 300 °С, уменьшается незначительно, что, в свою очередь, способствует сохранению прочностных характеристик.

Дальнейшее повышение рабочей температуры до 600 °С приводит к сильному эрозионному износу лопатки без покрытия, при этом отличие значений скорости эрозии лопатки без покрытия от лопатки с покрытием становится еще более значительным. Лопатка с покрытием (TiZr)N, установленная в ротор компрессора высоких температур, будет иметь стойкость к эрозионным воздействиям в 6...10 раз большую, нежели лопатка без покрытия. Однако микротвердость покрытия при работе лопатки при температурах более 600 °С резко падает до уровня значения микротвердости самого материала лопатки — титанового сплава ВТ-8, но при этом сохраняя высокую эрозионную стойкость к влиянию пылевой атмосферы в компрессоре.

На основании изложенных данных можно предположить взаимосвязь между следующими физико-техническими показателями покрытия (TiZr)N: скоростью эрозии и микротвердостью, установленными при различных температурах.

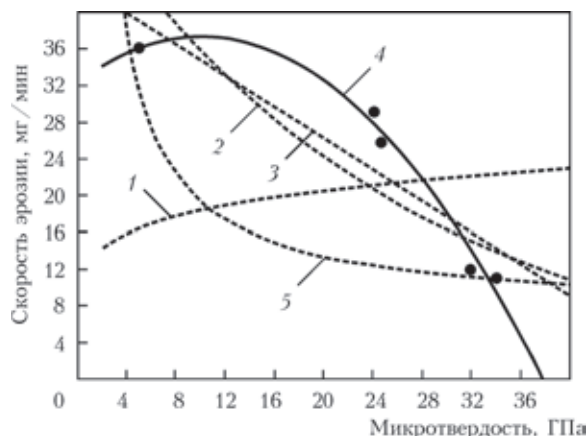


Рис. 3. Функции зависимости скорости эрозии покрытия (TiZr)N на лопатках от его микротвердости (черные точки — опытные значения скорости эрозии): 1 — степенная; 2 — показательная; 3 — линейная; 4 — парабола второго порядка; 5 — гиперболическая

Таблица 4. Функциональные зависимости и их анализ по опытным данным испытаний покрытия (TiZr)N

Аналитические показатели	Функция (общий вид/расчетная)				
	степенная $y(x) = a_0 x^{a_1}$ / $y(x) = 12,708x^{0,1587}$	показательная $y(x) = a_0 a_1^x$ / $y(x) = 53,3 \cdot 0,961^x$	линейная $y(x) = a_0 + a_1 x$ / $y(x) = 43,4232 - 0,8593x$	парабола второго порядка $y(x) = a_0 + a_1 x + a_2 x^2$ / $y(x) = 32,3546 + 0,9871x - 0,0488x^2$	гиперболическая $y(x) = a_0 + a_1 \frac{1}{x}$ / $y(x) = 7,3 + \frac{12,6413}{x}$
S [8]	697,3	187,8	90,4	7,3	492,3
$\bar{\varepsilon}$ [9]	57	25	22	5	56
η [9, 10]	0,31	1,11	0,9	0,99	1,5
r_1 [9, 10]	Подкорневое выражение <0	0,78	0,9	0,99	Подкорневое выражение <0

Данные испытаний компрессорных лопаток по этим показателям представлены на рис. 3. Для подтверждения предполагаемой связи дано математическое описание опытной кривой, которое сводится к определению формулы эмпирического уравнения методом наименьших квадратов (методом выравнивания).

Рассматривая пять основных функций зависимостей, которые наиболее часто встречаются при описании опытных кривых (табл. 4), и, решая системы нормальных уравнений для них, получили функциональные зависимости, которые с большей или меньшей степенью точности описывают поле экспериментальных данных. Сравнивая значения суммы отклонений $S_1 \dots S_5$, можно сделать вывод, что опытную кривую лучше всего описать квадратичной функцией второго порядка. Проверка уравнений моделей на адекватность осуществляется с помощью средней ошибки аппроксимации $\bar{\varepsilon}$, величина которой (менее 12 %) показывает, что модель адекватна. В частности, согласно данным табл. 4, об адекватности модели можно говорить только для модели, описываемой уравнением параболы второго порядка, у которой средняя ошибка аппроксимации составляет 5 %. Остальные расчетные модели неадекватно отражают предполагаемую зависимость между выбранными параметрами, т. е., применяя их, получаем значения скорости эрозии с большой погрешностью. Что же касается измерения тесноты связи при криволинейной зависимости, то здесь используется не линейный коэффициент корреляции, а корреляционное отношение η , формула которого универсальна при любой форме зависимости (табл. 4). Теснота связи выбранных признаков оценивалась по шкале Чеддока: $0,1 < \eta < 0,3$: слабая; $0,3 < \eta < 0,5$: умеренная; $0,5 < \eta < 0,7$: заметная; $0,7 < \eta < 0,9$: высокая; $0,9 < \eta < 1$: весьма высокая; $\eta > 1$: связь отсутствует.

В степенной функции присутствует умеренная связь между признаками, в показательной – связь

отсутствует, в линейной – высокая, в функции параболы второго порядка – весьма высокая, в гиперболической – отсутствует. Следовательно, подобранная функция параболы второго порядка отражает наиболее сильное влияние друг на друга таких технических показателей, как скорость эрозии и микротвердость покрытия.

Степень приближения расчетных данных к фактическим значениям эмпирического ряда показывает коэффициент точности выравнивания кривой r_1 (индекс корреляции), который должен быть больше 0,95. Индекс корреляции (табл. 4) является максимальным у параболы второго порядка ($r_1 = 0,99$) и больше 0,95, что подтверждает правильность ее выбора для описания связи двух физико-технических показателей, ее адекватность и высокую точность описания результатов испытаний покрытия.

Расчетные значения (табл. 4) показывают, что зависимость скорости эрозии от микротвердости покрытия довольно точно можно описать с помощью параболы второго порядка.

Итак, согласно вышеизложенному при использовании лопатки с предложенным двухслойным покрытием (TiZr)N в узле компрессора авиационного двигателя можно избежать различных часто встречающихся эксплуатационных дефектов. При эрозионном воздействии на лопатку первый слой работает как армирующий элемент, который предотвращает появление микротрещин, сколов и задиров на покрытии в целом. А второй слой покрытия, благодаря плотности и высокой микротвердости, защищает лопатку от ударных нагрузок со стороны абразивных частиц и имеет улучшенное сопротивление фреттинг-коррозии. Экспериментальные данные показали, что даже при работе на повышенных температурах до 600 °С, эрозионная стойкость лопатки при использовании покрытия (TiZr)N возрастает практически в 10 раз. А стойкость лопатки к коррозионным повреждениям независимо от температуры эксплуатации



повышается в 4...5 раз по сравнению с лопаткой без покрытия.

Теоретически выведенная функция (парабола второго порядка) на основании практических результатов определяет зависимость скорости эрозии двухслойного покрытия (TiZr)N от его микротвердости, отражает тесную взаимосвязь выбранных параметров, достаточно хорошо коррелирует (индекс корреляции 0,99) с опытными значениями, что, в свою очередь, позволяет использовать данную модель при разработке деталей и узлов, проектируемых для условий эксплуатации, подобным вышеописанным.

1. Максимов Н. А., Секистов В. А. Двигатели самолетов и вертолетов. Основы устройства и летной эксплуатации. — М.: Воениздат, 1977. — 343 с.
2. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора. Ч. 1 / В. А. Богуслаев, Ф. М. Муравченко, П. Д. Жеманюк и др. — Запорожье: Мотор Сич, 2003. — 396 с.
3. Ржавин Ю. А. Осевые и центробежные компрессоры двигателей летательных аппаратов. — М.: Изд-во Моск. авиац. ин-та, 1995. — 243 с.
4. Душкин А. М., Процин А. Б. Защитные покрытия на стальных лопатках компрессора // Авиац. пром-сть. — 1988. — № 7. — С. 13–15.
5. Болдов В. В., Кордит Е. А., Якубович Е. А. Исследование свойств вакуумно-плазменных покрытий на основе нитрида титана // Там же. — 1987. — № 9. — С. 61–62.
6. Износостойкие покрытия из нитридов циркония для легких сплавов / В. А. Богомолов, Г. Б. Ларина, Б. А. Полянин, Ф. М. Хлыстов // Там же. — 1988. — № 3. — С. 51–53.
7. Методическое руководство по анализам и испытаниям авиационных материалов и деталей: Вып. № 960. — М.: НИИ эксплуатации и ремонта авиатехники ВВС, 1960. — 370 с.
8. Линник Ю. В. Метод наименьших квадратов и основы математико-статистической теории обработки наблюдений. — М.: Физматгиз, 1958. — 338 с.
9. Лисьев В. П. Теория вероятностей и математическая статистика. — М.: МГУ статистики, экономики и информатики, 2006. — 199 с.
10. Шанченко Н. И. Лекции по эконометрике. — Ульяновск: Ульян. гос. технол. ун-т, 2008. — 139 с.
11. Технологические особенности изготовления лопаток компрессора ГТД из титановых сплавов с применением винтовой экструзии / А. Я. Качан, А. В. Овчинников, Д. В. Павленко и др. // Вестн. двигателестроения. — 2012. — № 1. — С. 92–97.
12. Хворостухин Л. А., Ножницкий Ю. А., Болманенков А. Е. Исследование эрозионной прочности ионно-плазменного покрытия из нитрида титана // Авиац. пром-сть. — 1988. — № 6. — С. 59–61.
13. Болдов В. В., Кордит Е. А., Якубович Е. А. Исследование свойств вакуумно-плазменных покрытий на основе нитрида титана // Там же. — 1987. — № 9. — С. 61–62.
14. Физико-механические характеристики покрытий, полученных методом ионной бомбардировки / И. В. Милосердов, В. Л. Паперный, Р. В. Макаров и др. // Там же. — 1989. — № 12. — С. 39–40.

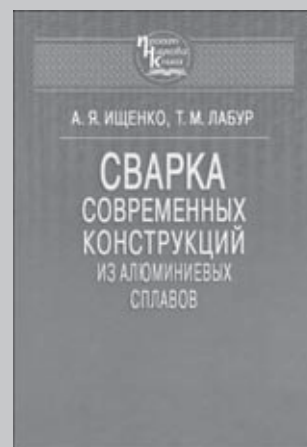
Поступила в редакцию 27.03.2013

НОВАЯ КНИГА

Ищенко А. Я., Лабур Т. М. **Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов.** — Киев: Наук. думка, 2013. — 416 с.

В монографии рассмотрены системы легирования алюминиевых сплавов, классификация полуфабрикатов и сварочных материалов, а также их структура и свойства. Представлены сведения об основных способах сварки плавлением и в твердой фазе. Приведены результаты изучения процесса разупрочнения металла при сварочном нагреве, а также информация о свойствах сварных соединений при действии статических и циклических нагрузок, характере разрушения и коррозионной стойкости.

Для научных работников, инженеров металлообрабатывающих и машиностроительных предприятий, применяющих алюминиевые сплавы, а также преподавателей и студентов высших учебных заведений соответствующих специальностей.





В. С. КУЦАКУ – 70



В январе 2014 г. исполнилось 70 лет со дня рождения В. С. Куцака — заместителя директора по инженерно-техническим вопросам Института электросварки им. Е. О. Патона, заслуженного машиностроителя Украины.

За этой славной датой — прекрасный жизненный и трудовой путь,

на всех этапах которого В. С. Куцака отличают высокий профессионализм и компетентность, глубокие знания, постоянная творческая инициатива и неиссякаемая энергия, исключительные организаторские способности.

После окончания в 1963 г. Киевского техникума городского электротранспорта по специальности «Эксплуатация, ремонт и энергообеспечение городского электротранспорта» он работал на Киевском заводе электротранспорта им. Ф. Э. Дзержинского, где занимался разработкой линейного асинхронного электродвигателя и применением его на монорельсовых транспортных средствах. В 1980 г. закончил Киевский политехнический институт по специальности «Электрические системы».

Начиная с 1970-х годов вся многогранная деятельность юбиляра неразрывно связана с Институтом электросварки им. Е. О. Патона, куда он пришел уже имея за плечами службу в армии и серьезный опыт практической работы на предприятиях Киева. В институте В. С. Куцак прошел путь от старшего инженера до заместителя директора и заместителя генерального директора Научно-технического комплекса «Институт электросварки им. Е. О. Патона» НАН Украины (НТК ИЭС) по инженерно-техническим вопросам. На протяжении последних лет В. С. Куцак принимает активное участие в работе совместного украинско-американского предприятия «Пратт и Уитни–Патон», представляя интересы института в этом СП.

Как человек активного творческого склада и высококвалифицированный специалист он внес

большой личный вклад в создание и развитие лабораторно-экспериментальной базы института и ее надежное инженерное обеспечение, без чего практически невозможно проведение современных прикладных и фундаментальных исследований в таких областях, как сварка и родственные технологии, инженерия поверхности и специальная электрометаллургия.

За период работы в институте при его непосредственном участии построено и введено в эксплуатацию свыше 200 тыс. м² лабораторно-производственных площадей, спроектированы и реконструированы инженерные и энергетические системы института и НТК, создано уникальное инженерное оборудование и специальные инженерные инфраструктуры, связанные с разработкой и внедрением в промышленность новейших высокоэффективных технологий.

При непосредственном инженерно-техническом участии В. С. Куцака созданы опытный завод специальной электрометаллургии, комплекс инженерных центров, новые корпуса института.

В последние годы В. С. Куцак в наше непростое время успешно руководит финансово-плановой службой института.

В. С. Куцак постоянно заботится о сохранении, поддержании и развитии основных фондов, инженерных сетей, уникального технологического оборудования и обеспечения условий нормальной жизнедеятельности научных отделов и других подразделений как института, так и НТК ИЭС.

Много сил он уделяет и социальной сфере института. Во многом благодаря именно его усилиям сохранился и продолжает успешно функционировать детский лагерь «Каштан», другие объекты социальной инфраструктуры института.

В. С. Куцак — член ученого совета ИЭС им. Е. О. Патона. Награжден несколькими медалями.

В свои семьдесят лет Валерий Стефанович Куцак ведет активный образ жизни, много внимания уделяя своему любимому увлечению — охоте.

Сердечно поздравляем юбиляра, желаем ему крепкого здоровья, счастья, новых творческих достижений!

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Редколлегия журнала



К 100-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ В. В. ПОДГАЕЦКОГО



В феврале 2014 г. исполнилось 100 лет со дня рождения видного ученого в области металлургии сварки и сварочных материалов, доктора технических наук (1964), профессора (1973), заслуженного деятеля науки и техники УССР (1984), лауреата Сталинской премии (1952), основателя и руководителя отдела сварочных материалов Института электросварки им. Е. О. Патона Владимира Владимировича Подгаецкого.

В. В. Подгаецкий родился в Благовещенске Амурской области (Россия) в семье военного врача. В 1922 г. семья переехала в Киев. В 1932 г. он окончил Киевский силикатный техникум. Трудовую деятельность начал помощником мастера на цементном заводе под Новороссийском. В 1936–1941 гг. учился на сварочном факультете Киевского промышленного института (ныне НТУУ «Киевский политехнический институт»). Здесь приобщился к научной деятельности, работал ответственным секретарем Киевского отделения Научного инженерно-технического товарищества сварщиков, главная база которого была сосредоточена в Институте электросварки. Благодаря этой работе ближе познакомился с выдающимся ученым — академиком Евгением Оскаровичем Патонам.

После окончания института в июне 1941 г. молодого инженера-механика направили на Ижевский оборонный завод № 524, где на протяжении восьми месяцев он работал старшим контрольным мастером сварочного цеха. В апреле 1942 г. В. В. Подгаецкий пошел добровольцем на фронт. Пребывая в составе действующей армии, служил командиром вычислительного отделения 107-й гаубичной артиллерийской бригады большой мощности. Принимал участие в боях под Ельней, Оршей, Борисовым, Дорогобужем, Смоленском, в Кенигсберге, Прибалтике и Восточной Пруссии. За мужество, проявленное в боевых действиях против фашистской Германии и Японии, награжден орденом Красной Звезды, четырьмя медалями («За отвагу», «За взятие Кенигсберга», «За победу над Германией» и «За победу над Японией»). В 1946 г. В. В. Подгаецкий стал сотрудником Института электросварки. В то время кадры подбирали лично директор — Е. О. Патон, для которого основными критериями являлись профессионализм и порядочность. В институте Владимир Влади-

рович проработал до последнего дня своей жизни (10.10.1991).

В 1946 г. в ИЭС им. Е. О. Патона уже сформировалась научная школа, представители которой под руководством Е. О. Патона широким фронтом развернули исследования в области автоматической сварки металлоконструкций под флюсом. Как известно, этот высокопроизводительный способ сварки сыграл решающую роль в годы Великой Отечественной войны при изготовлении танков Т-34 и другой боевой техники.

Новые технологии, которые разрабатывались в ИЭС им. Е. О. Патона, начали внедрять в производство на многих заводах страны. В 1947 г. правительство СССР издало специальное постановление «О широком применении в производстве автоматической сварки под флюсом». Учитывая перспективность развития нового научного направления, молодому сотруднику В. В. Подгаецкому было поручено исследовать и разрабатывать составы флюсов, а также обеспечивать их внедрение при автоматической сварке металлов. Исследования в области металлургии сварки, создания новых сварочных флюсов, а также участие в организации централизованного промышленного производства и внедрении технологий сварки под флюсом стали главными направлениями научной и организационной деятельности В. В. Подгаецкого. И эти задачи были успешно решены. В период с 1948 по 1952 гг. было организовано массовое производство флюсов на нескольких стекольных заводах Донбасса. Весной 1952 г. В. В. Подгаецкому в составе коллектива сотрудников ЦНИИТМАШа, завода «Автостекло» № 25 и ИЭС им. Е. О. Патона за разработку состава и широкое внедрение серии флюсов для автоматической сварки была присуждена Сталинская премия.

Полученные результаты и их практическое применение в производстве были обобщены В. В. Подгаецким в ряде статей, а также положены в основу его кандидатской диссертации «Некоторые особенности металлургических процессов при сварке стали под флюсом», успешно защищенной в ИЭС им. Е. О. Патона в феврале 1953 г.

В 1953–1955 гг. В. В. Подгаецкий выполнил ряд важных работ, касающихся механизированной сварки меди и ее сплавов. Вследствие этого была разработана отечественная технология сварки под флюсом меди толщиной до 12 мм, а также ряд технологических процессов автоматической наплавки под флюсом меди и бронзы на сталь. Данные исследования не утратили своей актуальности и в настоящее время.



В 1958 г. по поручению дирекции института В. В. Подгаецкий организовал структурную лабораторию сварочных флюсов. Одновременно он работал над подготовкой и изданием ряда монографий: «Флюсы для механизированного электросваривания» (1961), «Неметаллические включения в сварных швах» (1962), «Флюсы для автоматического сваривания» (1963), «Сварочные шлаки» (1964). За период 1960–1964 гг. лишь в журнале «Автоматическая сварка» было опубликовано 12 его научных статей. Кроме того, его статьи выходили и в других журналах. С приходом в ИЭС им. Е. О. Патона группы специалистов во главе с Д. М. Кушнеревым в лаборатории сварочных флюсов начались работы по технологии и организации промышленного производства керамических флюсов.

В 1964 г. В. В. Подгаецкий успешно защитил докторскую диссертацию на тему «Процессы образования неметаллических и газовых включений в сварных швах». В июле 1965 г. его назначили заведующим вновь организованного отдела сварочных материалов, которым он руководил практически до конца своей жизни. Под его руководством в отделе была создана научная база и подготовлены высококвалифицированные сотрудники, что позволило в содружестве с сотрудниками Киевского университета им. Т. Г. Шевченко развернуть высокотемпературные экспериментальные исследования по термодинамической активности компонентов шлаковых и металлических расплавов, исследованию межфазного натяжения на границе металл–шлак–газ, строения и свойств шлаковых расплавов и сварочных флюсов, образования дефектов в сварных швах и др.

Отдел сварочных материалов сыграл важную роль в модернизации Запорожского завода сварочных флюсов и стеклоизделий. Благодаря слаженной совместной работе специалистов завода, возглавляемого Н. Я. Осиповым, и ИЭС им. Е. О. Патона удалось существенно улучшить не только технологию изготовления и качество продукции, но и условия труда работающих, охрану окружающей среды.

Однако наиболее ответственным заданием для отдела в то время явилось участие в проектировании, строительстве и пуске в эксплуатацию крупнейшего в мире цеха электроплавящихся флюсов в составе Никопольского завода ферросплавов (НЗФ), строительство которого планировалось разместить в чистом поле. Вся ответственность за технологию производства планируемой номенклатуры флюсов разного назначения и оптимальную систему контроля их качества ложилась на ИЭС им. Е. О. Патона и соответственно на отдел сварочных материалов. У специалистов отдела во главе с В. В. Подгаецким появилась уникальная возможность реализовать в одном комплексе весь

накопленный опыт и знания в данной области. В рекомендациях отдела предлагалось спроектировать, изготовить и установить специализированные флюсоплавильные печи, так как типичные сталеплавильные и ферросплавные печи для этой цели не пригодны. Флюсы необходимо было плавить преимущественно в электрошлаковом режиме. Флюсоплавильными печами в количестве 6 шт. и был оснащен цех для обеспечения его проектной мощности (60 тыс. т флюса в год). Они успешно эксплуатируются до сих пор.

В технологическом потоке цеха электроплавящихся флюсов НЗФ было успешно реализовано еще одно предложенное отделом сварочных материалов новшество — гранулирование расплавов высокофтористых флюсов с помощью распыления их потоком воздуха. Следует упомянуть и еще о другом новшестве, впервые реализованном по настоянию и с помощью отдела сварочных материалов ИЭС, — достаточно эффективной системе очистки газов от флюсоплавильных печей и сушильных агрегатов, а также технологической воды после мокрой грануляции флюсового расплава.

Примером сложившегося творческого содружества заводчан Никополя и патоновцев служит издание совместной монографии «Сварочные флюсы», авторами которой являлись В. В. Подгаецкий и И. И. Люборец (первый начальник флюсового цеха НЗФ, затем начальник технического отдела и главный инженер завода, кандидат технических наук).

Таким образом, с вводом в эксплуатацию цеха флюсов на НЗФ появилась возможность полностью удовлетворить потребности всех отраслей промышленности СССР как в количестве, так и по номенклатуре. Суммарное производство флюсов в стране достигло 180 тыс. т в год. Кроме флюсов, немаловажное место в научной деятельности В. В. Подгаецкого занимали работы по изучению особенностей применения смесей защитных газов для газосварочной сварки сталей и влияния состава проволок сплошного сечения на процесс сварки. В ходе этих работ изучали активность кислорода при сварке в защитных газах, а также активность элементов в металлургических расплавах требуемого состава проволок.

Впервые в мировой практике разработан способ управления свойствами металла шва путем регулирования уровня окисленности сварочной ванны при сварке в защитных газах. Непосредственно в процессе сварки стали определяли активность кислорода, растворенного в металле сварочной ванны. Получена возможность прогнозирования механических свойств металла шва в зависимости от активности кислорода в жидком металле ванны и погонной энергии сварки. Количественные данные об активности кислорода позволяют не только объяснить наблюдаемые при сварке явления, но и, что более важно, обоснованно плани-



ровать получение требуемых результатов. Эти данные необходимы при разработке схем легирования новых сварочных проволок, выборе оптимального сочетания «защитный газ–проволока», а также при разработке технологии сварки сталей.

На основании проведенных исследований в отделе была разработана защитная смесь газов $\text{Ar} + \text{CO}_2 + \text{O}_2$ и технология автоматической и механизированной сварки сталей. Указанная смесь газов на основе аргона обеспечила улучшение механических свойств, формирование и товарный вид швов, уменьшение разбрызгивания электродного металла в сравнении со сваркой в чистом углекислом газе. Смесь получила широкое распространение в СССР и за рубежом.

Выполнен большой объем работ по организации более десяти сервисных центров по газоснабжению промышленных предприятий Украины, что значительно расширило объем использования газовых смесей на основе аргона. С учетом результатов термодинамической активности элементов были предложены проволоки Св-08Г2СНМТ, Св-08Г3СЮ, Св-08Г2СЮ и Св-08Г3СЮ. Дополнительное легирование базового состава проволоки Св-08Г2С никелем, молибденом и титаном в несколько раз уменьшило разбрызгивание электродного металла при сварке сталей в CO_2 и повысило механические характеристики швов. Легирование их алюминием в 1,5...2 раза увеличило стойкость металла швов против образования пор, вызванных водородом и азотом. Такие проволоки необходимы для обеспечения качества сварки в CO_2 ржавого металла, с увеличенным зазором стыка, при наличии на металле краски, грунта, влиянии ветра или сквозняков при сварке и других неблагоприятных факторов.

Еще одно важное направление отдела — это разработка проблем гигиены и охраны труда в сварочном производстве. По инициативе Владимира Владимировича в отделе была создана группа охраны труда и техники безопасности, которую возглавил кандидат медицинских наук А. П. Головатюк. Мысль создать такое направление в научной деятельности института у В. В. Подгаецкого возникла давно и не случайно. Он был сыном основателя первой кафедры профессиональной гигиены труда в бывшем СССР, сыном провозвестника системы научной организации труда, реформатора оздоровления широких масс населения. Его отец — профессор Владимир Яковлевич Подгаецкий прозорливый гигиенист и педагог, ученый по призванию был одним из первостроителей научного фундамента профилактической медицины. Работы, а с ними и имя украинского ученого-гигиениста вошли в историю отечественного науковедения.

Отцовские идеи о гигиене труда В. В. Подгаецкий стремился реализовать в сварочном производ-

стве. Его первой публикацией на эту тему была небольшая, но ценная по содержанию книга «Техника безопасности в сварочном производстве» (1958). К этой теме он возвратился и в 1962 г. в коллективной монографии «Технология электрической сварки плавлением». Созданная В. В. Подгаецким группа по охране труда и технике безопасности изучала проблемы влияния на организм человека вредных веществ, образующихся при сварке, давала санитарно-гигиеническую оценку способам сварки и сварочным материалам, разрабатывала меры и средства защиты производственной и окружающей среды, а также индивидуальной защиты сварщиков. Особенно важной явилась разработка научно обоснованных гранично-допустимых концентраций вредных веществ в зоне дыхания сварщиков. Все работы этого направления были выполнены в тесном творческом содружестве со специалистами Института гигиены и профзаболеваний (ныне Институт медицины труда АМН Украины) и стали базой для создания в институте специализированного научного отдела проблем охраны труда и экологии в сварочном производстве, который возглавил ученик В. В. Подгаецкого, ныне доктор технических наук О. Г. Левченко. В. В. Подгаецкий внес весомый вклад и в дело подготовки научных кадров. Под его руководством защитили кандидатские диссертации 17 сотрудников. Он был научным консультантом у трех кандидатов наук, готовивших докторскую диссертацию.

Следует отметить также многолетнюю работу В. В. Подгаецкого как члена ученого совета ИЭС им. Е. О. Патона и Координационного совета по сварке, председателя Комиссии этого совета по проблеме гигиены сварочного производства, а также руководителя научного семинара института.

Владимир Владимирович отличался большой трудоспособностью. Приходя на работу в 8.30, сотрудники его всегда видели уже за письменным столом. Его девизом было: «Хоть несколько строчек, но ежедневно!» Конечно, дело не ограничивалось несколькими строчками. Особенностью его было умение работать с технической литературой. Результаты собственных исследований и соответствующих литературных данных он изложил в трех фундаментальных монографиях: «Пори, включення і тріщини в зварних швах. Процеси утворення і способи запобігання» (1970), «Сварочные флюсы» (1984 в соавт.), «Сварочные шлаки. Справочное пособие» (1988 в соавт.).

Научная деятельность В. В. Подгаецкого в ИЭС, которой он отдал 45 лет своей жизни, была очень плодотворной. Количество опубликованных научных работ ученого составляет 215, из них 23 монографии и свыше 50 изобретений. Идеи, заложенные выдающимся ученым В. В. Подгаецким, живы и актуальны до сих пор.



Владимир Владимирович отличался большой душевностью, редким обаянием, добротой. Он был спокойным, уравновешенным человеком. Его интеллигентность была широко известна всем без исключения сотрудникам института.

Светлую память о Владимире Владимировиче, замечательном ученом, педагоге, воспитателе, человеке большого обаяния с благодарностью будут хранить все, кто с ним работал и кто его знал.

ОТКРЫТИЕ МЕМОРИАЛЬНОЙ ДОСКИ

20 декабря 2013 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона состоялось торжественное открытие мемориальной доски академику НАН Украины, выдающемуся ученому доктору технических наук, профессору, заслуженному деятелю науки и техники Украины, лауреату Государственной премии Украины, кавалеру ордена Дружбы народов и «За заслуги» III степени Владимиру Ивановичу Махненко.

На открытии присутствовали представители дирекции института, Национальной академии наук Украины, коллеги из институтов НАН Украины, сотрудники отдела математических методов исследования физико-химических процессов при сварке и спецэлектрометаллургии, которым с 1965 г. бессменно руководил В. И. Махненко, а также его ученики и друзья.

Заместитель директора академик НАН Украины Л. М. Лобанов отметил, что открытие доски — это дань глубокого уважения и светлой памяти Владимиру Ивановичу Махненко. Его жизненный



кие сложные и ответственные конструкции, как объекты атомной энергетики и трубопроводного транспорта).

Своими воспоминаниями о годах работы с В. И. Махненко поделились ветераны ИЭС им. Е. О. Патона: ведущий научный сотрудник, доктор технических наук О. Г. Касаткин, ведущий научный сотрудник кандидат физико-математических наук Е. А. Великоиваненко. Они отметили целеустремленность Владимира Ивановича, его неиссякаемое трудолюбие, ярко выраженную восприимчивость нового и научную интуицию. В. И. Махненко щедро делился своими знаниями с коллегами и учениками, постоянно уделял внимание подготовке научных кадров, с момента создания кафедры физической металлургии и металловедения МФТИ читал студентам курс лекций по прочности сварных конструкций. Он подготовил не один десяток научных кадров (кандидатов и докторов наук), написал около 400 работ, которые получили широкое международное признание. В. В. Махненко был членом двух специализированных советов, членом редакционной коллегии журнала «Автоматическая сварка», руководителем секции Научно-координационного совета по вопросам ресурса безопасной эксплуатации, сооружений машин и механизмов, созданной при Президиуме НАН Украины.

Светлая память о выдающемся ученом останется в сердцах тех, кто его знал, вместе с ним трудился и жил.



путь был тесно связан с разработкой и внедрением математических, компьютерных методов при решении задач, возникающих при сварке и эксплуатации современных сварных конструкций и узлов, в частности, по прогнозированию комплекса технологической информации при сварке современных конструкционных материалов, а также оценке работоспособности и ресурса безопасной эксплуатации конструкций и узлов (включая та-

О. В. Махненко, Г. Ю. Сапрыкина

ПАМЯТИ В. И. ЛАКОМСКОГО



5 января 2014 г. скончался Виктор Иосифович Лакомский — известный ученый в области специальной электрометаллургии и сварки, член-корреспондент НАН Украины, доктор технических наук, профессор, заслуженный деятель науки и техники, лауреат Государственной премии СССР, лауреат Премии имени Е. О. Патона.

Родился В.И.Лакомский 11 октября 1926 г. в Краматорске Донецкой области. В 1945 г. окончил металлургический техникум в Новокузнецке Кемеровской области, а в 1950 г. — Запорожский машиностроительный институт. После окончания аспирантуры при Киевском политехническом институте в 1954 г. защитил кандидатскую диссертацию и поступил на работу в Институт машиноведения и сельхозмеханики на должность ученого секретаря института.

С 1957 г. и до последнего дня жизни В. И. Лакомский работал в Институте электросварки им. Е. О. Патона. В 1969 г. защитил докторскую диссертацию, в 1971 г. был утвержден в ученом звании профессора. В период с 1975 по 1979 гг. был заместителем директора по научной работе УкрНИИспецстали. В 1998 г. ему присвоено звание заслуженного деятеля науки и техники.

Глубокие и обстоятельные научные исследования В. И. Лакомского в различных областях техники: металлургии сварки, материаловедения и др., снискали ему заслуженное признание и высокий научный авторитет.

Он — автор оригинальных тонких методик исследования равновесия системы газ–жидкий металл при различных способах нагрева в широком температурном интервале: от точки плавления до точки кипения металлов. Им впервые экспериментально обнаружена, теоретически обоснована и практически доказана возможность легирования металла азотом в широком диапазоне концентраций непосредственно из газовой фазы.

Благодаря этим работам создано и успешно развивается целое научное направление — исследование закономерностей высокотемпературного взаимодействия газов, находящихся в обычном колебательном и возбужденном дугой и плазмой состоянии, с жидкими металлами. Именно такой научный подход к решению реальных технических задач позволил в короткий срок разработать теоретические основы, технологию и оборудование, а также внедрить в промышленность один из способов специ-

альной электрометаллургии — плазменно-дуговой переплав металлов и сплавов. Эта работа, проводившаяся под руководством академика Б. Е. Патона, была отмечена в 1980 г. Государственной премией СССР.

Работы по созданию принципиально новых самоспекающихся термохимических катодов и на их основе электродуговых источников тепла — дуготронов — привела к созданию уникальной технологии дуговой сварки открытой дугой черных и цветных металлов с углеродными материалами. Она успешно используется при изготовлении многоамперных контактных узлов электрометаллургических и электротермических агрегатов как в Украине, так и за рубежом. Работа отмечена Премией имени О. Е. Патона.

Последний этап научной деятельности В. И. Лакомского был связан с изучением физических свойств и технологических аспектов производства термоантрацита, что позволило изменить конструкцию электрокальцинаторов и технологию производства термоантрацита, а также с созданием композитных графитированных электродов дуговых сталеплавильных печей постоянного и переменного тока.

В. И. Лакомский был организатором ряда научных подразделений Института электросварки. В 1958 г. он создал лабораторию газов в металлах, в 1968 г. — отдел плазменной металлургии, в 1979 г. — Запорожский отдел Института электросварки, преобразованный в 1995 г. в Запорожский научно-инженерный центр плазменных технологий.

Как руководитель научных тем В. И. Лакомский активно сотрудничал с крупными предприятиями промышленности Запорожья, в частности «Запорожсталью», «Днепроспецсталью», абразивным, алюминиевым и титаномagneзиевым комбинатами, объединением «Моторостроитель», трансформаторным, автомобильным, электродным («Укрграфит») заводами, машиностроительным и индустриальным институтами и многими другими.

Виктор Иосифович проводил большую работу по подготовке научных кадров. Под его руководством защитились 11 кандидатов наук.

Он принимал активное участие в научной жизни страны, выступал с докладами и лекциями, являлся членом специализированного совета по защита диссертаций, членом редколлегии журнала «Современная электрометаллургия». В. И. Лакомским опубликовано свыше 500 научных трудов, среди которых более 300 статей, 10 монографий и порядка 200



авторских свидетельств на изобретение и патентов, полученных в различных странах мира.

В. И. Лакомский сделал много для людей, для науки, для промышленности. Светлая память о

Викторе Иосифовиче надолго сохранится в сердцах тех, кто его знал, с кем он сотрудничал.

Выражаем глубокое сочувствие родным и близким покойного в связи с постигшей их утратой.

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Редколлегия журнала

ПАМЯТИ П. В. ГЛАДКОГО



3 января 2014 г. ушел из жизни Петр Васильевич Гладкий — бывший руководитель отдела физико-технических проблем наплавки износостойких и жаропрочных сталей ИЭС им. Е. О. Патона, известный специалист в области наплавки, старший научный сотрудник, кандидат технических наук.

Талантливый ученый, отличный организатор и прекрасный человек он оставил яркий след в памяти тех, кто сотрудничал с ним в науке, общественной деятельности, встречался в повседневной жизни.

Вся трудовая деятельность Петра Васильевича была неразрывно связана с этим отделом, в который он пришел на работу молодым специалистом в 1960 г. после окончания сварочного факультета Киевского политехнического института (ныне НТТУ «Киевский политехнический институт»).

За 37 семь лет работы в институте П. В. Гладкий стал специалистом-наплавщиком высшей квалификации и прошел путь от инженера до руководителя одного из ведущих отделов ИЭС им. Е. О. Патона. Широкий кругозор, большая работоспособность, целеустремленность и организованность, талант исследователя и инженера позволили Петру Васильевичу добиться больших успехов в разработке и промышленном освоении новых

технологий наплавки, наплавочного оборудования и материалов. Возглавляя отдел с 1984 по 1997 гг. Петр Васильевич достойно продолжил дело своего учителя — проф., д-ра техн. наук И. И. Фрумина. Под руководством П. В. Гладкого были выполнены работы по дуговой наплавке роликов МНЛЗ на ряде металлургических предприятий страны, по электрошлаковой наплавке лентами энергетического и нефтехимического оборудования, дуговой и электрошлаковой наплавке инструментов для горячего деформирования металла и многое другое. Особенно значительны и широко известны разработки П. В. Гладкого в области плазменно-порошковой наплавки, становление и развитие которой связано с его именем. Выполненные им с сотрудниками исследования теплофизических характеристик плазменной дуги и сварочной ванны, а также движения, нагрева и плавления присадочного порошка в плазменной дуге легли в основу разработки технологии, материалов и оборудования для плазменно-порошковой наплавки деталей нефтехимической, энергетической и общепромышленной запорной арматуры, клапанов двигателей внутреннего сгорания и многих других деталей. Результаты его исследований и разработок были представлены в многочисленных статьях и монографии «Плазменная наплавка».

Память о настоящем ученом, инженере, организаторе и хорошем человеке навсегда сохранят все, кто знал Петра Васильевича Гладкого.

Выражаем глубокое сочувствие родным и близким покойного в связи с постигшей их утратой.

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Редколлегия журнала

ПОДПИСКА — 2014 на журнал «Автоматическая сварка»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
480 грн.	960 грн.	2700 руб.	5400 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена стоимость доставки заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Прессцентр», «Информ-наука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка» на сайте **www.patonpublishinghouse.com**.

По подписке доступны выпуски журнала, начиная с 2009 г. в формате *.pdf.

Подписка возможна на отдельные выпуски и на весь архив, включающий все выпуски за 2009–2013 гг. и текущие выпуски 2014 г.

Журнал «Автоматическая сварка» реферируется и индексируется в базах данных «Джерело» (Украина), ВИНТИ РЖ «Сварка» (Россия), INSPEC, «Welding Abstracts», ProQuest (Великобритания), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (США), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (Франция); представлен в РИНЦ (Российский индекс научного цитирования), «Google Scholar» (США); реферируется в журналах «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach» (Польша) и «Rivista Italiana della Saldatura» (Италия); освещается в обзорах японских журналов «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
 - Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
 - Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
 - Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
 - Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
 - 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$
- Технические требования к рекламным материалам**
- Размер журнала после обреза 200×290 мм

- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате IBM PC

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Подписано к печати 21.01.2014. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 17,05. Усл.-отт. 18,2. Уч.-изд. л. 20,00 + 4 цв. вклейки. Печать ООО «Фирма «Эссе».

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

TPS/i: НОВОЕ ПОКОЛЕНИЕ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ СВАРОЧНЫХ СИСТЕМ*

С представления принципиально новой модульной сварочной платформы TPS/i компания «Fronius» начинает новую эру сварочных технологий. Теперь пользователи могут работать с индивидуально настраиваемыми и модернизируемыми устройствами, которые отличаются высокой интеллектуальностью и расширенными коммуникационными возможностями.

Квантовый скачок в области сварочных технологий является результатом самого крупного инновационного проекта в истории «Fronius». Для осуществления этого прорыва проектная группа провела тщательный анализ многолетнего опыта работы компании, взяв наилучшие качества оборудования предыдущих поколений и объединив их с новыми революционными технологиями. В результате появилась система для сварки MIG/MAG под названием TPS/i, построенная полностью на модульном принципе. Она отвечает всем требованиям новой промышленной концепции «Индустрия 4.0» и устанавливает качественно новый уровень эффективности сварочных технологий.

Пользователи новаторской сварочной системы получают очевидные преимущества благодаря многочисленным техническим усовершенствованиям и новым функциям. Это позволяет с легкостью решить ряд технологических проблем, в частности, теперь можно выполнять сварку с заметно меньшим образованием брызг, более стабильной дугой, лучшим проплавлением и большей эффективностью. Эти усовершенствования также значительно упрощают эксплуатацию аппаратов.

Ключевую роль в сварочном оборудовании серии TPS/i играют интегрированные интеллектуальные возможности. Быстродействие системы управления нового источника питания примерно в 200 раз выше, чем у моделей предыдущего поколения. Эта система способна регистрировать больше информации о сварочной дуге и регулировать ее характеристики с большей точностью, чем ранее. Высокоскоростная шина SpeedNet, которая связывает системные компоненты, такие как сварочная горелка и механизм подачи проволоки, с источником питания передает данные намного быстрее, обеспечивая таким образом высокую скорость реакции и большую степень контроля.

Инженеры компании «Fronius» не остановились на достигнутом и провели дальнейшую оптимизацию отдельных этапов сварочного процесса, сделав их еще более согласованными между собой. Например, TSP/i – это первая в мире система, которая, учитывая текущую температуру на конце проволочного электрода, рассчитывает нужную (сниженную) энергию поджига дуги, а затем самостоятельно устанавливает подходящие параметры для источника питания. Это позволяет максимально эффективно стабилизировать сварочную дугу. Усовершенствованная интеллектуальная система управления и мотор механизма подачи с высокими динамическими характеристиками обеспечивают более быструю и точную регулировку скорости подачи проволоки в соответствии с заданным расстоянием между контактным наконечником и деталью (вылетом электрода). Таким образом, практически исключаются колебания глубины проплавления основного металла. Усовершенствованное управление механизмом подачи проволоки гарантирует также получение весьма полезного результата в конце каждой сварочной операции: втягивание проволочного электрода одновременно со снижением сварочного тока. Это предотвращает образование брызг и формирование нежелательной капли застывшего металла на конце проволоки.

Оптимизация различных этапов сварки обеспечивает преимущества не только для стандартного процесса, но и для



Будущее начинается сегодня: инновационная сварочная система TPS/i помогает предприятиям заложить надежную основу для высокоэффективных производственных процессов

* Статья на правах рекламы.



Сенсорный 7-дюймовый графический дисплей, на котором отображаются интуитивно понятные графические и текстовые сообщения, гарантирует полный контроль при выполнении сварочных работ



Порт Ethernet, которым оснащаются все аппараты TPS/i, можно использовать для подключения оборудования к локальной сети и последующего обмена данными

двух принципиально новых сварочных процессов, которые стали возможными только благодаря уникальным интеллектуальным возможностям системы TPS/i. Технология дуговой сварки с короткими замыканиями LSC (Low Spatter Control) отличается предельно низкой склонностью к образованию брызг и чрезвычайно высокой стабильностью процесса. Вторым новым процессом, предложенным компанией «Fronius», называется PMC (Pulse Multi Control). Для него характерно значительное повышение скорости импульсной сварки при оптимальном капельном переносе металла. Более того, этот процесс характеризуется меньшей склонностью к образованию подрезов.

Отдельно следует упомянуть, что пользователи сварочной системы TPS/i могут комплектовать аппаратную часть, сварочные процессы и программное обеспечение в соответствии со своими индивидуальными потребностями. Таким образом, сварочное оборудование данной серии в дальнейшем можно с легкостью изменять и модернизировать, что обеспечивает надежную защиту инвестиций. Например, унифицированный модульный принцип дает возможность пользователю начать с приобретения всего одного аппарата для стандартной сварки короткой дугой и позднее модернизировать его для выполнения импульсной сварки.

В систему можно с легкостью загружать новые сварочные процессы с обычного USB-накопителя или же использовать интернет-соединение, аналогично процессу обновления программного обеспечения. Такой подход делает аппарат серии TPS/i готовым к решению любых задач завтрашнего дня.

Система TPS/i не только гарантирует высочайший уровень качества и производительности, но и открывает новые измерения в области интерактивных возможностей. Большой сенсорный 7-дюймовый дисплей оптимизирован в соответствии с практическими требованиями сварочной среды и отображает информацию для пользователя в максимально доступном виде: с графическими изображениями, анимацией и меню на русском языке. Для обеспечения простой и эффективной работы были учтены такие факторы, как цвет, угол наклона, яркость, прочность и многие другие. Это делает управление аппаратом проще, чем когда-либо, даже в перчатках.

Взаимодействие сварочной системы с роботами также значительно усовершенствовано. Кроме повышения скорости обмена данными с контроллером робота, появилась возможность быстро и легко адаптировать сварочный роботизированный комплекс к конкретным условиям работы при помощи специально разработанного программного обеспечения.

Новая сварочная платформа TPS/i предлагает пользователям невиданную степень индивидуализации, интерактивные возможности и выдающиеся усовершенствования. Это позволяет предприятиям выполнять более сложные и разноплановые сварочные работы проще, эффективнее и с неизменно высоким качеством. Интеллектуальная система управления и полностью модульный принцип сварочной системы TPS/i создают прочную основу для будущих инноваций, гарантируя надежную защиту инвестиций на предстоящие годы.



РАСШИРЯЯ ГРАНИЦЫ

ООО «ФРОНИУС УКРАИНА»
07455, Киевская обл., Броварской р-н,
с. Княжичи, ул. Славы, 24
Тел.: +38 044 277-21-41; факс: +38 044 277-21-44
E-mail: sales.ukraine@fronius.com
www.fronius.ua

ВНЕШНЕТОРГОВАЯ «ФИРМА «ИНПАТ» ИЭС им. Е. О. ПАТОНА» СЕГОДНЯ

«Фирма «ИНПАТ» ИЭС им. Е. О. Патона» создана 23 июня 1989 г. в соответствии с распоряжением Президиума АН УССР. С момента организации до настоящего времени фирмой руководит канд. техн. наук В. И. Галинич, лауреат Государственной премии Украины. В фирме работают высококвалифицированные специалисты, обладающие знаниями и опытом сопровождения, а также выполнения коммерческих контрактов.

«Фирма «ИНПАТ» представляет коммерческие интересы Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (ИЭС) в Украине и на мировых рынках сварочного оборудования технологий по следующим направлениям:

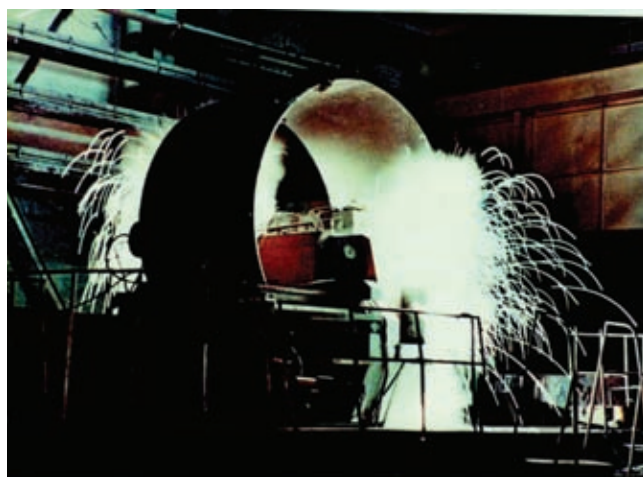
- научно-исследовательские и инженерные проекты;
- торгово-закупочная, посредническая, маркетинговая, брокерская, агентская деятельность;
- организация оптовой и розничной торговли;
- организация выставок, ярмарок, аукционов, участие в тендерах на территории Украины и за рубежом;
- рекламно-информационная деятельность;
- приобретение, использование и продажа лицензий и патентов.

За этот период ИЭС им. Е. О. Патона при содействии «Фирмы «ИНПАТ» заключено и успешно выполнено около 400 контрактов с зарубежными предприятиями и организациями из США, Германии, Японии, Китая, Франции, Южной Кореи, Великобритании, России и ряда других стран. Наиболее значимые контракты были заключены с такими ведущими зарубежными фирмами, как «Дженерал электрик», «AIRBUS INDUSTRIES», «TABCO», «GEC ALSTHOM», «ОНЕРА», «TISTO», «AEROSPATIALE», Пенсильванским университетом и др.

Следует особо отметить многолетнее плодотворное сотрудничество «Фирмы «ИНПАТ» с Национальным аэрокосмическим агентством США в рамках проведения международного эксперимента по сварке в космосе. По этой же тематике ИЭС им. Е. О. Патона уже несколько лет успешно сотрудничает с Российской космической корпорацией «Энергия» при сопровождении контрактов фирмой «ИНПАТ». Успешно внедряется технология и оборудование для КСС высокопрочного алюминия на предприятиях ракетостроения (сварка шпангоутов, обечаек).

В последние годы фирма осуществляет продвижение разработок ИЭС на новые перспективные рынки (Индия, Китай, Вьетнам). Заключен ряд контрактов с предприятиями и организациями этих стран, создано совместное предприятие с китайской фирмой «Патон-Гаодэ» по производству по-





рошковых проволок для сварки. Подписаны агентские соглашения с индийскими и бразильскими партнерами. В рамках сотрудничества с индийскими институтами и предприятиями по реализации разработок ИЭС при участии «Фирмы «ИНПАТ» на международной выставке «Welding-India» в феврале 2005 г. была успешно представлена экспозиция сварочного оборудования ИЭС и украинских предприятий-производителей, также развивается сотрудничество фирмы с крупнейшим в Индии НИИ сварки.

В рамках межправительственных соглашений о сотрудничестве украинской и вьетнамской академий наук и при непосредственном участии «Фирмы «ИНПАТ» в 2004 г. был создан Вьетнамско-украинский научный центр трансфера технологий, задачей которого является внедрение высоких технологий украинских компаний в экономику Вьетнама. Более десяти лет на одном из судостроительных заводов Вьетнама успешно работает полуавтоматическая линия по изготовлению якорных цепей большого калибра (контактная сварка), разработанная и изготовленная специалистами ИЭС.

Технология и оборудование сварки закладным электродом «Фирмы «ИНПАТ» внедрены на Иркутском алюминиевом заводе при строительстве V серии электролизного производства. Сварено более 16 тыс. стыков при монтаже катодных штырей электролизеров сечением 80×220 мм. Выполнена также сварка катодных штырей сечением 115×230 и 90×180 мм в магнитных полях на опытном участке Саяногорского алюминиевого завода. Указанная технология и оборудование также успешно применены при строительстве линии скоростного трамвая в Киеве (выполнено порядка 1000 стыков) и во Львове.

В последние годы «Фирма «ИНПАТ» совместно со специалистами ИЭС принимает участие во внедрении технологии сварки живых тканей — уникального метода соединения тканей в хирургической практике, разработанного под руководством академика Б. Е. Патона, благодаря которому успешно выполнено уже около 100 тысяч операций.

Фирма также активно принимала участие в строительстве ряда объектов национального значения — НСК «Олимпийский», подъездной эстакады к терминалу D в Борисполе.

Сделано много и предстоит сделать еще больше, опираясь на опыт коллектива единомышленников, колоссальный научный и интеллектуальный потенциал ИЭС.

МОБИЛЬНАЯ СВАРКА ОТ АККУМУЛЯТОРА*

При монтаже металлоконструкций и проведении ремонтных работ на трубопроводах сварка в большинстве случаев производится вдали от централизованной сети электропитания. При этом для питания сварочных аппаратов используют громоздкие и тяжелые генераторы. Для решения проблемы мобильности сварки был разработан профессиональный сварочный аппарат MicorStick 160 с возможностью работы от компактной переносной аккумуляторной батареи.

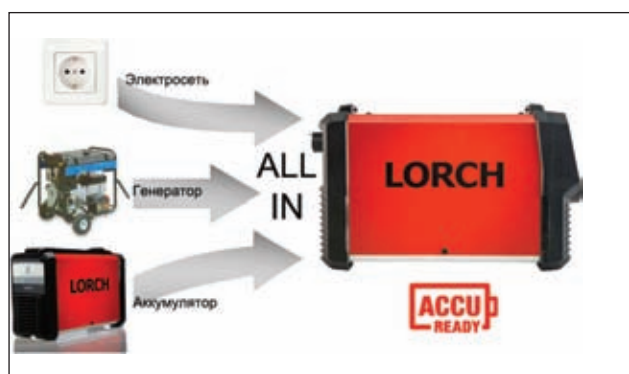


Рис. 1. Возможности подключения MicorStick 160

торной батарее, подстраивая характеристики управления для получения стабильной и мощной дуги.

Специально сконструированный аккумуляторный блок MobilePower 1 оснащен мощными Li-ion батареями и позволяет выполнить сварку 21-м электродом диаметром 2,5 мм или 9-ю электродами диаметром 3,2 мм без подзарядки батареи. Длительность автономной работы может быть увеличена при использовании дополнительных аккумуляторных батарей. Для зарядки аккумулятора используется специальное зарядное устройство, которое можно подключать в стандартные однофазные сети питания из-



Рис. 2. Ручки для переноски MicorStick 160 и MobilePower 1

за низкого потребления зарядного устройства (первичный ток 1,4 А). При этом время зарядки является достаточно маленьким для такой большой емкости аккумулятора и не превышает 150 мин.

Масса сварочного аппарата MicorStick 160 составляет всего 4,9 кг, при этом он имеет защиту от падения с высоты до 80 см, а масса аккумуляторной батареи MobilePower 1 — 0,6 кг. Для удобства транспортировки сварочного аппарата предусмотрено несколько решений: стандартный ремень для переноски на плече, ручки для переноски (рис. 2) и специальный рюкзак для транспортировки (рис. 3).

Рюкзак для переноски данного аппарата имеет удобную конструкцию и обеспечивает легкое перемещение аппарата с аккумуляторной батареей. Таким образом, сварщик получает неограниченную мобильность при выполнении сварки, ведь полностью готовый к работе сварочный аппарат теперь всегда находится у него за спиной.

Также аппараты MicorStick доступны в версии MicorStick 160CEL, которая позволяет применять для сварки электроды с целлюлозным покрытием, являющиеся оптимальными при строительстве трубопроводов.

Профессиональный аппарат MicorStick 160 (рис. 1) построен на основе хорошо зарекомендовавшей себя запатентованной инверторной технологии Micor. Кроме того, аппарат имеет уникальную функцию стабилизации дуги StableArc, которая позволяет снизить влияние магнитного дутья и улучшить динамику.

Сварочный аппарат MicorStick 160 в исполнении «Accu ready» может работать, в том числе и от компактной аккумуляторной батареи MobilePower 1.

В исполнении «Accu ready» сварочный аппарат автоматически распознает подключен ли он к питающей сети или к аккумуля-



Рис. 3. Готовый комплект для сварки с использованием рюкзака для переноски

А. М. Фивейский, А. Ю. Мельников



ООО «ШТОРМ-ЛОРХ»
г. Екатеринбург, ул. Народной Воли, 115
Тел.: (343) 283 00 50
www.shtorm-lorch.ru

* Статья на правах рекламы.



XVI МЕЖДУНАРОДНАЯ ВЫСТАВКА
24–27 июня 2014



12+



Санкт-Петербург, ВК ЛЕНЭКСПО
Тел. +7 812 240 40 40, доб. 152
www.welding.expoforum.ru

ОРГАНИЗАТОР



ПАРТНЕРЫ



ГЕНЕРАЛЬНЫЙ ИНФОРМАЦИОННЫЙ ПАРТНЕР Мир сварки