

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор  
Б. Е. Патон

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

Ученые университетов Украины  
д.т.н. **В. В. Дмитрик**, НТУ «ХПИ», Харьков,  
д.т.н. **В. В. Квасницкий**,  
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,  
д.т.н. **В. Д. Кузнецов**,  
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев  
д.т.н. **М. М. Студент**, Физ.-механ. ин-т  
им. Г. В. Карпенко НАНУ, Львов

Зарубежные ученые  
д.т.н. **Н. П. Алешин**  
МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ  
д.т.н. **Гуань Цяо**  
Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай  
д.т.н. **А. С. Зубченко**

ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ  
д.х.н. **М. Зиниград**  
Ун-т Ариэля, Израиль  
д.т.н. **В. И. Лысак**  
Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ  
д-р инж. **У. Райсген**  
Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия  
д.т.н. **Я. Пилярчик**  
Ин-т сварки, Гливице, Польша  
д.т.н. **Г. А. Туричин**  
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

Редакторы  
Т. В. Юштина (отв. секр.), К. Г. Григоренко,  
Н. А. Притула  
Электронная верстка  
И. Р. Наумова, Д. И. Середа, А. И. Сулима

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

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

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

Рекомендовано к печати Ученым советом  
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

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

За содержание рекламных материалов  
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

*Цыбульский Г. А.* Определение структуры системы с саморегулированием скорости плавления электрода ..... 3

*Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н., Алексеенко Т. А., Кушнарёва О. С., Половецкий Е. В.* Структура и эксплуатационные свойства сварных соединений высокопрочных сталей, алюминиевых и титановых сплавов ..... 8

*Дмитрик В. В., Глушко А. В., Сиренко Т. О.* Структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів після тривалої експлуатації ..... 19

*Бережная Е. В., Кузнецов В. Д., Кассов В. Д., Гавриш П. А.* Исследование микропластической деформации металла, наплавленного электроконтактным методом ..... 24

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

*Коржик В. Н.* Гибридная плазменно-дуговая сварка тонкостенных панелей из алюминиевого сплава ..... 29

*Борисов Ю. С., Войнарович С. Г., Кислица А. Н., Кузьмич-Янчук Е. К., Масючок О. П., Калюжный С. Н.* Разработка технологии микроплазменного напыления для восстановления локальных повреждений эмалевых покрытий ..... 35

*Лебедев В. А., Жук Г. В., Лендел И. В.* Применение регулируемых электроприводов с бесколлекторными электродвигателями при дуговой сварке ..... 42

*Перемитько В. В., Панфилов А. И.* Дуговая наплавка слоев металла переменного состава и различной твердости ..... 48

*Ахонин С. В., Вржижевский Э. Л., Белоус В. Ю., Петриченко И. К.* Влияние предварительного подогрева и локальной термообработки на структуру и свойства соединений дисперсионно-упрочненных легированных кремнием титановых сплавов, выполненных ЭЛС ..... 53

ХРОНИКА

XVIII Международная выставка «Сварка/Welding 2017» ..... 59

Сессия Научного совета по новым материалам ..... 60

IX Международная конференция молодых ученых «Сварка и родственные технологии. WRTYS-2017» ..... 64

Международный научно-практический семинар производителей сварочных материалов ..... 66

# Автоматичне Зварювання

Виходить 12 разів на рік з 1948 р.

Головний редактор **Б. Є. Патон**

## ЗМІСТ

### НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

- Цибулькін Г. О.* Визначення структури системи з саморегулюванням швидкості плавлення електрода ..... 3
- Маркашова Л. І., Позняков В. Д., Берднікова О. М., Алексеєнко Т. О., Кушнарьова О. С., Половецький Є. В.* Структура та експлуатаційні властивості зварних з'єднань високоміцних сталей, алюмінієвих та титанових сплавів ..... 8
- Дмитрик В. В., Глушко А. В., Сиренко Т. О.* Структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів після тривалої експлуатації ..... 19
- Бережна О. В., Кузнєцов В. Д., Кассов В. Д., Гавриш П. А.* Дослідження мікропластичної деформації металу, наплавленого електроконтактним методом ..... 24

### ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

- Коржик В. М.* Гібридне плазово-дугове зварювання тонкостінних панелей з алюмінієвого сплаву ..... 29
- Борисов Ю. С., Войнарович С. Г., Кислиця О. М., Кузьмич-Янчук Є. К., Масючок О. П., Капюжний С. М.* Розробка технології мікроплазмового напilenня для відновлення локальних ушкоджень емалевих покриттів ..... 35
- Лебедев В. О., Жук Г. В., Лендел І. В.* Застосування регульованих електроприводів з безколекторними електродвигунами при дуговому зварюванні ..... 42
- Перемитько В. В., Панфілов А. І.* Дугова наплавка шарів металу змінного складу та твердості ..... 48
- Ахонін С. В., Вржижевський Е. Л., Білоус В. Ю., Петриченко І. К.* Вплив попереднього підігріву і локальної термообробки на структуру і властивості з'єднань дисперсійно-зміцнених легованих кремнієм титанових сплавів, виконаних ЕПЗ ..... 53

### ХРОНІКА

- XVIII Міжнародна виставка «Зварювання/Welding 2017» ..... 59
- Сесія Наукової ради з нових матеріалів ..... 60
- IX Міжнародна конференція молодих вчених «Зварювання та споріднені технології. WRTYS-2017» ..... 64
- Міжнародний науково-практичний семінар виробників зварювальних матеріалів ..... 66

Журнал «Автоматичне зварювання» перекладається англійською мовою під назвою «The Paton Welding Journal»

#### Адреса редакції

03680, Україна, м. Київ-150, вул.Казимира Малевича, 11  
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України  
Тел./Факс: (044) 200-82-77, 200-63-02  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
www.patonpublishinghouse.com

# Avtomaticheskaya Svarka (Automatic Welding)

Published since 1948 12 times a year

Editor-in-Chief **B. E. Paton**

## CONTENTS

### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Tsybulkin G. A.* Synthesis of structure of the system for self-regulating the electrode melting rate ..... 3
- Markashova L. I., Poznyakov V. D., Berdnikova E. N., Alekseenko T. A., Kushnareva O. S. and Polovetskii E. V.* Structure and service properties of welded joints of high-strength steels, aluminum and titanium alloys ..... 8
- Dmitrik V. V., Glushko A. V., Sirenko T. O.* Structural changes in metal of welded joints of steam pipelines ..... 19
- Berezhnaya E. V., Kuznetsov V. D., Kassov V. D., Gavrish P. A.* Investigation of microplastic deformation of metal deposited by electric contact method ..... 24

### INDUSTRIAL

- Korzhik V. N.* Hybrid plasma-arc welding of thin-walled panels from aluminum alloy ..... 29
- Borisov Yu. S., Voinarovich S. G., Kislytsa A. N., Kuzmich-Yanchuk E. K., Masyuchok O. P. and Kalyuzhnyi S. N.* Development of technology of microplasma spraying for restoration of local damages of enamel coating ..... 35
- Lebedev V. A., Zhuk G. V., Lendel I. V.* Application of adjustable electric drives with brushless electric motors in arc welding ..... 42
- Peremitko V. V., Panfilov A. I.* Arc surfacing of layers of metal of varying composition and hardness ..... 48
- Akhonin S. V., Vrzhezhevskii E. L., Belous V. Yu., Petrichenko I. K.* Influence of preheating parameters and local heat treatment on structure and properties of dispersion-strengthened joints of silicon-containing titanium alloys made by electron beam welding ..... 53

### NEWS

- XVIII International Exhibition «Welding 2017» ..... 59
- Session of Scientific Council on new materials ..... 60
- IX International Conference of Young Scientists «Welding and Related Technologies. WRTYS-2017» ..... 64
- International Scientific-Practical Seminar of Welding Consumable Manufacturers ..... 66

Journal «Avtomaticheskaya Svarka» (Automatic Welding) is republished in English under the title «The Paton Welding Journal»

#### Address

The E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine,  
11, Kazimir Malevich str., 03680, Kyiv, Ukraine  
Tel./Fax: (38044) 200-82-77, 200-63-02  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
www.patonpublishinghouse.com

# ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТРУКТУРЫ СИСТЕМЫ С САМОРЕГУЛИРОВАНИЕМ СКОРОСТИ ПЛАВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОДА

Г. А. ЦЫБУЛЬКИН

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

При автоматизации дуговой сварки плавящимся электродом необходимо иметь ясное представление о структуре системы саморегулирования скорости плавления электрода. В данной работе на основе аналитического описания динамических процессов, протекающих в сварочном контуре, построена общая структура этой системы. Простой структурный анализ позволяет легко получить необходимые характеристики системы с саморегулированием, включая точность в установившемся режиме и время отработки возмущающих воздействий. Предложены критерии, позволяющие выбирать из области допустимых значений параметров сварочного процесса те из них, которые обеспечивают желаемое быстродействие системы саморегулирования. Приведены результаты сравнения оценок быстродействия, полученных с помощью этих критериев, с результатами компьютерного моделирования. Библиогр. 14, рис. 5.

*Ключевые слова:* роботизированная дуговая сварка, плавящийся электрод, структура системы саморегулирования, оценки точности и быстродействия системы

Известен широкий класс биосистем, осуществляющих саморегуляцию (гомеостаз) процессов в живых организмах, структуры которых «синтезированы» самой природой в ходе длительной эволюции. Накоплен огромный фактический материал, описывающий различные проявления гомеостаза [1, 2]. В то же время вопросы, относящиеся к построению самой структуры таких систем, слабо освещены в литературе. Основная проблема здесь состоит в том, что выделение из общей структуры отдельных подструктур, выполняющих вполне определенные функции гомеостаза и установление функциональных связей между этими подструктурами, оказалось весьма трудной задачей.

Сходная ситуация складывается при изучении одной из уникальных технических систем управления, широко используемой в сварочной технологии, системы саморегулирования дуги [3–6], точнее говоря, саморегулирования скорости плавления электрода (СПЭ) при дуговой сварке или наплавке в среде защитного газа. Как и в системах гомеостатического типа, в СПЭ существует некоторая неопределенность относительно ее структуры и отдельных элементов, выполняющих те или иные функции саморегулирования. Тем не менее, при роботизации дуговой сварки плавящимся электродом в среде защитного газа необходимо иметь четкое представление о структуре СПЭ и ее параметрах.

Следует заметить, что вопросы, связанные с построением структуры СПЭ, рассматривались и ранее, но структурные схемы были излишне громоздкими, а потому мало пригодными для прак-

тического использования. В данной работе ставилась задача синтеза «свернутой» легко обозримой структуры СПЭ на основе аналитического описания хорошо наблюдаемых динамических процессов, протекающих в сварочном контуре этой системы.

**Построение структурной схемы СПЭ.** На рис. 1 изображена принципиальная схема сварочного контура СПЭ. На этой схеме и в дальнейшем изложении  $u_s = u_s(i, t)$  — напряжение, поступающее на вход контура от источника сварочного тока;  $v_e = v_e(t)$  — скорость подачи электрода относительно торца токоподводящего мундштука;  $H = H(t)$  — расстояние между торцом мундштука и свариваемым изделием;  $h = h(t)$  — вылет электрода;  $l = l(t)$  — длина дуги;  $u_a = u_a(l, i)$  напряжение на дуге;  $i = i(t)$  — сварочный ток.

Обозначим через  $R$  суммарное электрическое сопротивление подводящих проводов, скользящего контакта в мундштуке горелки, вылета электрода и свариваемого изделия, входящего

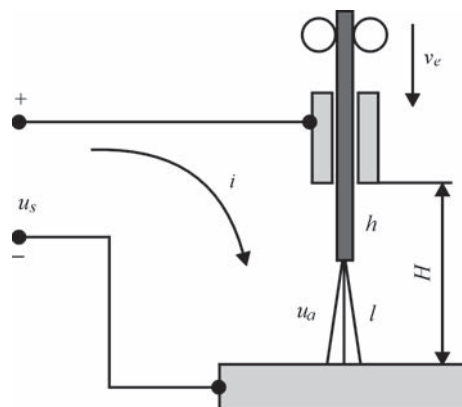


Рис. 1. Схема сварочного контура

в сварочный контур, а через  $L$  — индуктивность сварочного контура. Дифференциальное уравнение контура с учетом  $R$  и  $L$  запишем в виде

$$L \frac{di}{dt} + Ri = u_s(i, t) - u_a(l, i). \quad (1)$$

Функции  $u_s(i, t)$  и  $u_a = u_a(l, i)$  в рабочем диапазоне сварочных токов будем полагать непрерывными и дифференцируемыми по своим аргументам, а сами аргументы — непрерывными и ограниченными.

Скорость подачи электрода  $v_e(t)$  и скорость его плавления  $v_m(t)$  связаны с текущим значением вылета электрода  $h(t)$  уравнением

$$h = h_0 + \int_0^t (v_e - v_m) dt, \quad (2)$$

в котором  $h_0$  — начальное значение вылета.

Зависимость  $v_m(t)$  от  $i(t)$ , согласно работам [5, 6], запишем в виде

$$v_m(t) = Mi, \quad (3)$$

где  $M$  — параметр, характеризующий электрические, теплофизические и геометрические свойства плавящегося электрода.

Систему уравнений (1)–(3) дополним равенством

$$h + l = H \quad (4)$$

и продифференцируем (1), (2) и (4) по времени  $t$ . Исключив затем из образовавшихся уравнений промежуточные переменные  $u_a$ ,  $i$ ,  $h$  и  $l$ , придем к одному уравнению относительно переменной  $v_m$ :

$$a \frac{d^2 v_m}{dt^2} + b \frac{dv_m}{dt} + v_m = v_e + \frac{dg}{dt}. \quad (5)$$

В этом уравнении введены следующие обозначения:

$$a = \frac{L}{EM}, \quad b = \frac{R_w}{EM}, \quad g = \frac{u_s}{E} - H, \quad (6)$$

где  $E = \partial u_a / \partial l$  — напряженность электрического поля в столбе дуги;  $R_w$  — общее сопротивление сварочного контура:

$$R_w = R + S_a + R_s.$$

Здесь  $S_a = \partial u_a / \partial i$ ,  $R_s = \partial u_s / \partial i$  — тангенсы углов наклона статических вольт-амперных характеристик дуги и источника сварочного тока в рабочей точке сварки.

Дифференциальное уравнение (5) представляет собой математическую модель, связывающую скорость плавления электрода  $v_m(t)$  и ее производные со скоростью подачи  $v_e(t)$  и возмущениями  $du_s/dt$  и  $dH/dt$ . Запишем это уравнение в операторной форме

$$A(p)v_m(t) = v_e(t) + B(p)g(t), \quad (7)$$

где

$$A(p) = ap^2 + bp + 1; \quad B(p) = p; \quad \left( p \equiv \frac{d}{dt} \right),$$

и введем в рассмотрение уравнение рассогласования

$$\varepsilon(t) = v_e(t) + B(p)g(t) - v_m(t). \quad (8)$$

С уравнениями (7) и (8) сопоставим структурную схему (рис. 2). На этой схеме функция

$$W(p) = \frac{K}{p(Tp + 1)} \quad (9)$$

является передаточной функцией разомкнутой части системы, а через  $K$  и  $T$  в выражении (9) обозначены соотношения

$$K = \frac{1}{b} = \frac{EM}{R_w}, \quad T = \frac{a}{b} = \frac{L}{R_w}. \quad (10)$$

**Анализ структуры СПЭ.** Как видно из рис. 2, СПЭ представляет собой замкнутую систему с жесткой отрицательной обратной связью по скорости плавления электрода  $v_m(t)$ . В качестве входных воздействий выступают  $v_e(t)$  и  $g(t)$ . Рассогласование  $\varepsilon(t)$  по существу управляет скоростью плавления электрода  $v_m(t)$  через посредство передаточной функции  $W(p)$ .

Стандартный вид структурной схемы СПЭ позволяет при ее анализе воспользоваться результатами теории систем автоматического управления. В частности, только по наличию сомножителя  $p$  в знаменателе передаточной функции (9), согласно работе [7], можно сразу констатировать, что СПЭ обладает астатизмом первого порядка по отношению к воздействиям  $v_e(t)$  и  $g(t)$ . Это значит, что когда  $v_e(t) = v_{e0} = \text{const}$  и  $g(t) = g_0 = \text{const}$ , установившаяся ошибка  $\varepsilon_\infty = \lim_{t \rightarrow \infty} \varepsilon(t)$  равна нулю. Следовательно, в установившемся режиме, в соответствии с выражением (8), выполняется равенство  $v_m(\infty) = v_e$ , которое означает, что СПЭ обеспечивает стабилизацию скорости плавления электрода  $v_m(t)$  на заданном уровне  $v_{e0}$ .

Если же  $v_e(t) \neq \text{const}$ , а изменяется по какому-либо закону, то и  $v_m(t)$  будет изменяться по такому же закону, т. е. скорость  $v_m(t)$  будет как бы «следить» за скоростью  $v_e(t)$ . В таком случае СПЭ, согласно терминологии работы [8], представляет собой следящую систему. В частности, если  $v_e =$

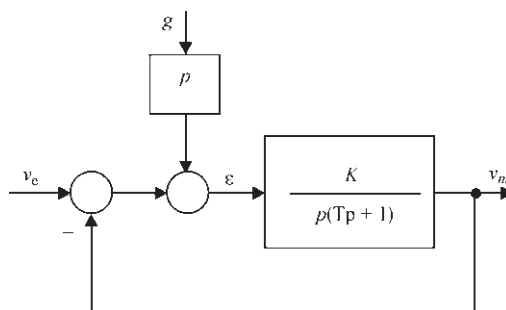


Рис. 2. Структурная схема СПЭ



$= v_{e0} + \Delta v_e \sin \omega t$ , где  $\Delta v_e$  — амплитуда, а  $\omega$  — угловая частота, то после окончания переходного процесса скорость  $v_m(t)$  будет изменяться следующим образом:

$$v_m(t) = v_{e0} + \Delta v_m(\omega) \sin [\omega t + \varphi(\omega)].$$

Здесь нужно иметь в виду, что амплитуда  $\Delta v_m(\omega)$  и фазовый сдвиг  $\varphi(\omega)$  зависят от  $\omega$  и, как показано в работе [9],  $\Delta v_m(\omega) \rightarrow 0$  при  $\omega \rightarrow \infty$ . Следовательно, частоту  $\omega$ , с которой предполагается совершать колебательное движение  $v_e(t)$ , нужно выбирать из условия  $\omega < \omega_c$ , где  $\omega_c$  — граничная частота полосы пропускания СПЭ. Что касается случая, когда  $g(t) \neq \text{const}$ , то при  $v_e(t) = v_{e0}$  скорость  $v_m(t)$ , как видно из структурной схемы СПЭ, будет «следить» за изменением  $dg/dt$ . Это замечательное свойство широко используется в импульсно-дуговых технологиях сварки [10–13].

Обратимся теперь к вопросу о быстродействии СПЭ. Рассмотрим характерный случай, когда на величину  $R_w$  налагается ограничение при подводной дуговой сварке. Но имеется возможность изменять в некоторых пределах значения параметров  $L$ ,  $E$  и  $M$ . В качестве меры быстроты протекания переходных процессов в этом случае может служить обобщенная оценка числового значения коэффициентов характеристического уравнения  $T\lambda^2 + \lambda + K = 0$ , соответствующего дифференциальному уравнению (5):

$$\Omega = \sqrt{\lambda_1 \lambda_2} = \sqrt{\frac{K}{T}}. \quad (11)$$

В этом выражении  $\lambda_1, \lambda_2$  — корни уравнения  $T\lambda^2 + \lambda + K = 0$ . Оценку  $\Omega$  в теории управления называют среднеквадратичным корнем. Увеличение  $\Omega$  в  $\beta$  раз приводит к уменьшению в  $\beta$  раз времени затухания переходного процесса.

Учитывая соотношения (10), приведем формулу (11) к виду

$$\Omega = \sqrt{\frac{EM}{L}}. \quad (12)$$

Из этой формулы сразу видно, что для повышения быстродействия СПЭ нужно уменьшать  $L$

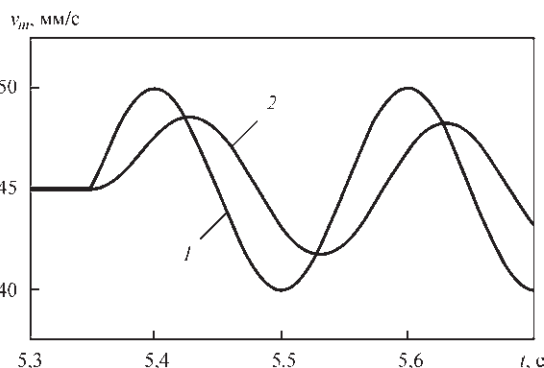


Рис. 3. Реакция скорости плавления электрода  $v_m(t)$  на гармоническое воздействие  $v_e(t) = 45 + 5 \sin(31,4t)$ ; описание кривых 1, 2 см. в тексте

и увеличивать  $E$  и  $M$ . Диапазон допустимых значений  $L$ , согласно работе [4], достаточно широк ( $10^{-3} \dots 10^{-4}$  Гн). Значения параметра  $E$  зависят, как известно, от состава защитного газа, используемого при дуговой сварке. При сварке в  $\text{CO}_2$  параметр  $E$  принимает значения в диапазоне от 1,7 до 3,3 В/мм, а при сварке в аргоне — от 0,6 до 1,3 В/мм. Что касается параметра  $M$ , то его значение сильно зависит от диаметра электрода  $d$ . Эта зависимость, согласно работе [14], имеет следующий вид:  $M = \psi/d^2$ , где  $\psi$  — коэффициент, характеризующий теплофизические свойства материала электрода (плотность, температуры плавления и кипения, удельную теплоемкость и работу выхода электрона). Следовательно, с уменьшением  $d$  значение параметра  $M$  резко увеличивается. Таким образом, имеется принципиальная возможность для обеспечения приемлемого быстродействия СПЭ.

На рис. 3–5 приведены результаты компьютерного моделирования процессов в СПЭ, полученные при следующих значениях параметров сварочного контура и режима роботизированной дуговой сварки:  $u_s = 30$  В;  $H = 17$  мм;  $R_1 = 0,025$  Ом;  $R_s = 0,01$  В/А;  $S_a = 0,005$  В/А;  $L_1 = 0,0001$  Гн;  $L_2 = 0,001$  Гн.

Моделировалась дуговая сварка в аргоне ( $E_1 = 1,7$  В/мм) и в  $\text{CO}_2$  ( $E_2 = 3$  В/мм) электродами двух различных диаметров:  $d_1 = 1,2$  мм ( $M_1 = 0,37$  мм/(с·А)) и  $d_2 = 0,8$  мм ( $M_2 = 0,82$  мм/(с·А)). В качестве типовых воздействий использовались функциональные зависимости, описываемые следующими аналитическими выражениями:

$$v_e(t) = \begin{cases} 45, & t < t_*, \\ 45 + 5 \sin \omega t, & t \geq t_*, \end{cases} \quad (13)$$

$$v_e(t) = \begin{cases} 45, & t < t_*, \\ 60, & t \geq t_*, \end{cases} \quad (14)$$

где  $t_* = 5,35$  с.

На рис. 3, 4 цифрой 1 отмечены графики функции (13), а цифрой 2 — отмечена реакция  $v_m(t)$  на воздействие  $v_e(t)$ , выраженное этой функцией. При-

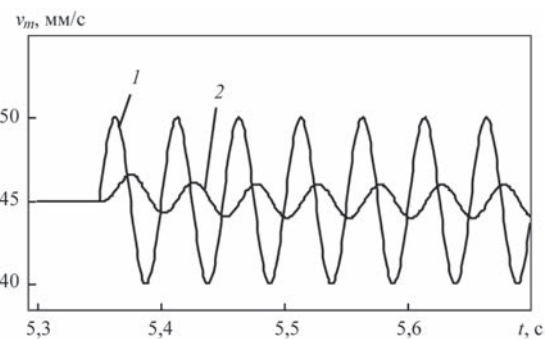


Рис. 4. Реакция скорости плавления электрода  $v_m(t)$  на гармоническое воздействие  $v_e(t) = 45 + 5 \sin(125,6t)$ ; описание кривых 1, 2 см. в тексте

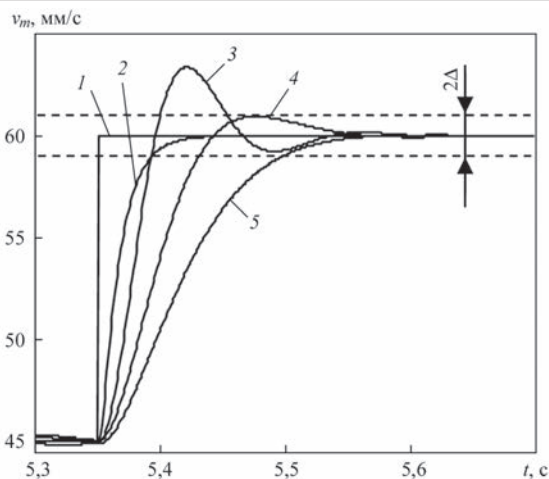


Рис. 5. Реакция скорости плавления электрода  $v_m(t)$  на скачок скорости его подачи  $v_e(t)$  при различных сочетаниях параметров  $L$ ,  $E$  и  $M$

чем на рис. 3 график  $v_e(t)$  построен при  $\omega = 31,4 \text{ с}^{-1}$ , а на рис. 4 — при  $\omega = 125,6 \text{ с}^{-1}$ . Из этих рисунков видно, что, как и следовало ожидать, скорость  $v_m(t)$  в установившемся режиме изменяется по тому же закону, что и скорость  $v_e(t)$ , а ее амплитуда уменьшается с увеличением частоты  $\omega$ .

На рис. 5 цифрой 1 отмечен график функции (14), а цифрами (2–5) — отмечена реакция  $v_m(t)$  на воздействие  $v_e(t)$  при различных сочетаниях параметров  $L$ ,  $E$  и  $M$ : кривая 2 получена при  $L_1, E_2, M_2$ ; кривая 3 — при  $L_2, E_2, M_2$ ; кривая 4 — при  $L_2, E_2, M_1$ ; кривая 5 — при  $L_2, E_1, M_1$ .

Из этого рисунка видно, что время регулирования  $\tau_c$  (время, по истечении которого разность  $|v_m(t) - v_{e0}|$  не превышает некоторой наперед заданной величины  $\Delta$ ) существенно зависит от сочетания параметров, фигурирующих в формуле (12). Параметры  $\tau_c$  и  $\Omega$  связаны соотношением

$$\tau_c = \frac{4,8}{\Omega}. \quad (15)$$

Следовательно, вычислив по формуле (12) значения

$$\Omega_2 = \sqrt{\frac{E_2 M_2}{L_1}} = 156,8 \text{ с}^{-1}, \quad \Omega_3 = \sqrt{\frac{E_2 M_2}{L_2}} = 49,6 \text{ с}^{-1},$$

$$\Omega_4 = \sqrt{\frac{E_2 M_1}{L_2}} = 33,3 \text{ с}^{-1}, \quad \Omega_5 = \sqrt{\frac{E_1 M_1}{L_2}} = 25,1 \text{ с}^{-1}$$

и подставив их последовательно в формулу (15), получим

$$\begin{aligned} \tau_{c2} &= 0,031 \text{ с}, \quad \tau_{c3} = 0,097 \text{ с}, \\ \tau_{c4} &= 0,144 \text{ с}, \quad \tau_{c5} = 0,191 \text{ с}. \end{aligned} \quad (16)$$

Сравнение расчетных значений (16) с результатами моделирования, приведенными на рис. 5, обнаруживает хорошее их совпадение. Таким образом, оценку быстродействия  $\Omega$  или времени ре-

гулирования  $\tau_c$  можно легко получить, не решая дифференциальное уравнение (5), а используя простые соотношения (12) и (15).

## Выводы

1. На основе аналитического описания хорошо наблюдаемых динамических процессов, протекающих в сварочном контуре, построена структура СПЭ, анализ которой позволяет достаточно просто получить необходимое представление об основных свойствах СПЭ. В частности, из структурной схемы СПЭ сразу видно, что она обладает астатизмом первого порядка и в зависимости от закона изменения  $v_e(t)$  может обеспечивать или стабилизацию скорости плавления электрода  $v_m(t)$  на заданном уровне  $v_{e0}$ , или «слежение» за изменениями  $v_e(t)$  или  $dg/dt$ .

2. Критерий  $\Omega$ , используемый в данном исследовании, позволяет также просто (без проведения предварительного моделирования или специальных экспериментов) выбрать из допустимых значений параметров  $E$ ,  $M$  и  $L$  именно те из них, которые обеспечивают необходимое быстродействие СПЭ.

## Список литературы

- Новосельцев В. Н. (1978) *Теория управления и биосистемы. Анализ сохранительных свойств*. Москва, Наука.
- Албегов Е. В., Бутенко Д. В., Бутенко Л. Н. (2014) *Гомеостатика: концептуальное моделирование структурированных устойчивых систем*. Москва, Издательский дом Академии Естествознания.
- Патон Б. Е. (1952) Саморегулирование дуги при сварке плавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, **1**, 38–45.
- Лесков Г. И. (1970) *Электрическая сварочная дуга*. Москва, Машиностроение.
- Патон Б. Е., Лебедев В. К. (1966) *Электрооборудование для дуговой и шлаковой сварки*. Москва, Машиностроение.
- Pan J. (2003) *Arc welding control*. Woodhead Publishing Ltd.
- Дорф Р., Бишоп Р. (2002) *Современные системы управления*. Москва, Лаборатория базовых знаний.
- (1988) *Теория управления. Терминология*. Вып. 107. Москва, Наука.
- Цыбульский Г. А. (2005) Влияние частотных свойств сварочного контура на параметры тока при импульсно-дуговых процессах сварки. *Автоматическая сварка*, **10**, 11–15.
- Воропай Н. М., Илюшенко В. М., Ланкин Ю. Н. (1999) Особенности импульсно-дуговой сварки с синергетическим управлением параметрами режимов (Обзор). *Там же*, **6**, 26–32.
- Патон Б. Е., Шейко П. П., Жерносеков А. М. и др. (2003) Стабилизация процесса импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом. *Там же*, **8**, 3–6.
- Сараев Ю. Н. (2002) Адаптивные импульсно-дуговые методы механизированной сварки при строительстве магистральных трубопроводов. *Сварочное производство*, **1**, 4–11.
- Цыбульский Г. А. (2016) О влиянии параметров сварочной цепи на формирование импульсов сварочного тока. *Автоматическая сварка*, **9**, 15–19.
- Коринец И. Ф. (1995) Математическая модель плавления электродной проволоки при дуговой сварке. *Автоматическая сварка*, **10**, 39–43.

## References

1. Novoseltsev, V.N. (1978) *Theory of control and biosystems. Analysis of conservation properties*. Moscow, Nauka.
2. Albegov, E.V., Butenko, D.V., Butenko, L.N. (2014) *Homeostatics: concept modeling of structured stable systems*. Moscow, Natural Sci. Acad.
3. Paton, B.E. (1952) Self-regulation in consumable electrode welding. *Avtomatich. Svarka*, **1**, 38–45.
4. Leskov, G.I. (1970) *Electric welding arc*. Moscow, Mashinostroenie.
5. Paton, B.E., Lebedev, V.K. (1966) *Electric equipment for arc and slag welding*. Moscow, Mashinostroenie.
6. Pan, J. (2003) *Arc welding control*. Wood head Publish. LTD and CRC LLC.
7. Dorf, R., Bishop, R. (2002) *Modern control systems*. Moscow, Laboratory of basic knowledges.
8. (1988) *Theory of control. Terminology*, Issue 107. Moscow, Nauka.
9. Tsybulkin, G.A. (2005) Influence of frequency properties of the welding circuit on current parameters in pulsed-arc welding processes. *The Paton Welding J.*, **10**, 9–13.
10. Voropaj, N.M., Ilyushenko, V.M., Lankin, Yu.N. (1999) Peculiarities of pulsed-arc welding with synergic control of mode parameters (Review). *Avtomatich. Svarka*, **6**, 26–32.
11. Paton, B.E., Shejko, P.P., Zhernosekov, A.M. et al. (2003) Stabilization of the process of consumable electrode pulse-arc welding. *The Paton Welding J.*, **8**, 2–5.
12. Saraev, Yu.N. (2002) Adaptive pulsed-arc methods of mechanized welding in construction of main pipelines. *Svarochn. Proizvodstvo*, **1**, 4–11.
13. Tsybulkin, G.A. (2016) Effect of parameters of welding circuit on formation of welding current pulses. *The Paton Welding J.*, **9**, 14–17.
14. Korinets, I.F. (1995) Mathematical model of electrode wire melting in arc welding. *Avtomatich. Svarka*, **10**, 39–43.

Г. О. Цибулькін

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

### ВИЗНАЧЕННЯ СТРУКТУРИ СИСТЕМИ З САМОРЕГУЛЮВАННЯМ ШВИДКОСТІ ПЛАВЛЕННЯ ЕЛЕКТРОДА

При автоматизації дугового зварювання плавким електродом необхідно мати чітке уявлення про структуру системи з саморегулюванням швидкості плавлення електрода. У даній ро-

боті на основі аналітичного опису динамічних процесів, що протікають в зварювальному контурі, побудована загальна структура цієї системи. Простий структурний аналіз дозволяє легко отримати необхідні характеристики системи саморегулювання, включаючи точність в усталеному режимі і час відпрацювання збурюючих впливів. Запропоновано критерії, що дозволяють вибирати з області допустимих значень параметрів зварювального процесу ті з них, які забезпечують бажану швидкодню системи саморегулювання. Наведено результати порівняння оцінок швидкодії, отриманих за допомогою цих критеріїв, з результатами комп'ютерного моделювання. Бібліогр. 14, рис. 5.

**Ключові слова:** роботизоване дугове зварювання, плавкий електрод, структура системи саморегулювання, оцінки точності і швидкодії системи

G.A. Tsybulkin

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.  
11 Kazimir Malevich str., 03680, Kiev-150, Ukraine.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

### SYNTHESIS OF STRUCTURE OF THE SYSTEM WITH SELF-REGULATING THE ELECTRODE MELTING RATE

During automation of arc welding using consumable electrode, it is necessary to have a clear idea about the structure of the system with self-regulating the electrode melting rate. In this paper, based on the analytical description of dynamic processes occurring in the welding circuit, the general structure of this system was designed. The simple structural analysis allows easily obtaining the necessary characteristics of the self-regulating system, including accuracy in the steady mode and the time of optimizing the disturbing effects. The criteria were offered allowing the selection of those values from the range of admissible values of parameters of the welding process, which provide the desired quick response of the self-regulating system. The results of comparison of evaluation of quick response, obtained with the help of these criteria, with the results of computer simulation are presented. 14 Ref., 5 Figures.

**Key words:** robotic arc welding, consumable electrode, structure of the self-regulating system, evaluation of accuracy and quick response of the system

Поступила в редакцію 11.05.2017

## Науково-практична конференція «СУЧАСНІ ПРОБЛЕМИ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА»

22-23 листопада 2017 р.

Міжнародний виставковий центр, Київ

Тематика конференції:

- ♦ розвиток прогресивних зварювальних процесів;
- ♦ нові зварювальні матеріали та обладнання;
- ♦ проблеми і тенденції автоматизації зварювальних та споріднених процесів;
- ♦ впровадження прогресивних технологій при виготовленні та ремонті металоконструкцій;
- ♦ стандартизація та сертифікація в зварювальному виробництві;
- ♦ підготовка кадрів та організація конкурсів професійної майстерності;
- ♦ проблеми екології;
- ♦ розвиток міжнародного співробітництва.

Свої пропозиції та тези доповідей просимо направляти до 1 серпня: maksimov@paton.kiev.ua

# СТРУКТУРА И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ, АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО,  
О. С. КУШНАРЕВА, Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ

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

В работе использован структурно-аналитический подход к оценке влияния структурно-фазовых состояний на изменение наиболее значимых механических свойств исследуемых материалов. Показана роль структурных факторов (типа легирования, фазового состава, величины зеренной, субзеренной структуры, распределения и плотности дислокаций, фазовых выделений, их размеров и характера распределения) в обеспечении оптимальных свойств сварных соединений и их эксплуатационной надежности. Экспериментально-аналитическими оценками установлены структурно-фазовые параметры и факторы, обеспечивающие необходимый комплекс свойств сварных соединений. Библиогр. 20, табл. 2, рис. 12.

*Ключевые слова:* гибридная лазерно-дуговая сварка, аргонодуговая сварка, сварка трением с перемешиванием, электронно-лучевая сварка, высокопрочная сталь, алюминиевый сплав, жаропрочный титановый сплав, сварные соединения, структура, фазовый состав, механические свойства, вязкость разрушения, трещиностойкость

Для сварных соединений сложнолегированных алюминиевых и титановых сплавов, высокопрочных и жаропрочных сталей, выполненных различными способами сварки (плавлением, давлением) и широко используемых в авиационной и аэрокосмической технике, в машиностроении при изготовлении конструкций ответственного назначения, необходимо обеспечение требуемых механических свойств соединений. Последние определяются структурно-фазовым состоянием металла в зоне сварки [1–5]. При этом выбирают такие режимы сварки, которые позволили бы обеспечить не только высокую производительность процесса, а и необходимый комплекс эксплуатационных свойств сварных соединений — показателей прочности, пластичности и трещиностойкости.

В этом плане особенно актуален вопрос влияния структуры на свойства сварных соединений таких материалов, как высокопрочные стали, сложнолегированные алюминиевые, а также титановые сплавы, для которых в ходе технологических процессов сварки характерно резкое изменение фазового состава, параметров структуры, фазовых выделений (ФВ) и др. При этом общее понимание проблемы есть, однако нет ясности какие структурно-фазовые факторы и параметры формирующихся структур влияют на улучшение механических свойств и трещиностойкость сварных соединений, что и ставит конкретные задачи при исследовании этих проблем.

Для решения этих задач необходимо, во-первых, изучение структурного состояния металла сварных соединений на всех структурных уровнях,

включающих оптическую металлографию, растровую и просвечивающую электронную микроскопию. Что касается структурно-фазовых состояний, то такой комплекс должен включать наиболее значимые для эксплуатационных свойств структурные показатели: фазовый состав; содержание легирующих элементов; размеры зеренной и субзеренной структуры, формирующихся фазовых образований (их состав, размеры и распределение) и, что особенно важно, характер распределения плотности дислокаций. Комплексный анализ структурно-фазового состояния позволит выполнить аналитическую оценку конкретного вклада всех структурно-фазовых параметров в основные эксплуатационные свойства сварных соединений — прочность, пластичность и трещиностойкость.

Поэтому целью настоящей работы в плане взаимосвязи режимы сварки → структура → свойства соединений и является исследование роли структуры и фазового состава сварных соединений конкретных материалов (высокопрочные стали, сложнолегированные алюминиевые и титановые сплавы), выполненных различными способами сварки (гибридная лазерно-дуговая сварка, аргонодуговая сварка, сварка трением с перемешиванием, электронно-лучевая сварка) на изменение эксплуатационных свойств — прочности, вязкости и трещиностойкости сварных соединений.

**Материалы и методики исследований.** Работу выполняли на образцах высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ (0,183 % С; 1,19 % Cr; 0,98 % Mn; 2,07 % Ni; 0,22 % Mo; 0,08 % V;



0,33 % Si; не более 0,018 % P и 0,005 % S) толщиной до 10 мм с использованием сварочной проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ ( $\leq 0,1$  % C; 0,7 % Cr; 0,4 % Mn; 0,22 % Mo; 0,15 % V; 0,24 % Si; не более 0,007 % S) на следующих режимах лазерно-дуговой сварки: 1-й режим —  $v_{\text{св}} = 72$  м/ч,  $I \sim 125$  А,  $U_{\text{д}} \sim 23$  В; 2-й режим —  $v_{\text{св}} = 90$  м/ч,  $I \sim 150$  А,  $U_{\text{д}} \sim 25$  В; 3-й режим —  $v_{\text{св}} = 110$  м/ч,  $I \sim 200$  А,  $U_{\text{д}} \sim 26$  В. Указанные режимы позволяют обеспечить охлаждение металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С со скоростью  $w_{6/5} \approx 58...62$  °С/с. В качестве источника лазерного излучения использовали Nd:YAG-лазер DY 044 (Rofin Synar, Германия) мощностью излучения до 4,4 кВт и защитный газ (смесь Ar + CO<sub>2</sub> с расходом 15...20 л/мин) [6].

Сварные соединения сложнолегированных Al–Li сплавов 1460 (мас. %): 0,1 Si; 0,15 Fe; 3,0 Cu; 0,1 Mn; 0,1 Mg; 0,05Cr; 0,25 Zn; 0,04 Ti; 0,1 Zr; 2,3 Li; 0,09 Sc; 0,008...0,1 Be получали аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) на установке MW-450 (Fronius, Австрия) в условиях: скорость 20 м/ч и ток 140 А при использовании присадок Св1201 и Св1201+0,5 % Sc. Параллельно исследовали структурно-фазовые состояния сварных соединений, выполненных и сваркой трением с перемешиванием (СТП) без присадки, полученных на сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. В последнем случае для получения стыковых соединений использован специальный инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм, скорость вращения инструмента при этом составляла 1420 об/мин, а линейная скорость его перемещения вдоль стыка 14 м/ч [7].

С целью оценки взаимосвязи химический состав → структура → свойства исследовали сварные соединения двух опытных жаропрочных многокомпонентных титановых сплавов, выполненных электронно-лучевой сваркой (ЭЛС), в зависимости от легирования кремнием. Оба сплава содержат в своем составе в качестве легирующего элемента кремний и относятся к псевдо  $\alpha$ - (сплав 1) и  $\alpha + \beta$  (сплав 2) титановым сплавам (табл. 1) [8].

Структурно-фазовые характеристики – размеры зеренной, субзеренной структуры, распределение фазовых выделений, особенности зон хрупкого и вязкого разрушения, характер распределения плотности дислокаций в металле шва и различных участках ЗТВ сварных соединений изучали на всех структурных уровнях с использованием ком-

плекса экспериментальных методов современного физического металловедения, включая оптическую металлографию (микроскопы «Versamet-2» и «Neophot-32»), аналитическую растровую микроскопию (СЭМ-515, фирмы Philips) и просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200CX, фирмы JEOL). Твердость исследуемого металла измеряли на микротвердомере М-400 фирмы Лесо.

**Аналитические оценки эксплуатационных свойств сварных соединений.** Комплексные исследования, выполненные на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) позволили оценить дифференцированный вклад различных структурно-фазовых составляющих и их параметров (размеров зерен  $D_z$ , субзерен  $d_c$ , размеров  $d_{\text{фв}}$  и распределения частиц ФВ, плотности дислокаций  $\rho$ , межчастичных расстояний  $\lambda_c$ , объемной доли формирующихся структур) в изменение механических свойств  $\sigma_r$ , вязкости разрушения  $K_{1c}$ , а также локальных внутренних напряжений ( $\tau_{\text{л/вн}}$ ) — зон зарождения и распространения трещин) в различных участках сварных соединений при используемых технологических режимах сварки [6–16].

**Механические свойства.** Интегральные значения упрочнения ( $\Sigma\sigma_r$ ) оценивали (согласно уравнению, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [11–15]) как суммарную величину, состоящую из ряда составляющих:  $\Sigma\sigma_r = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{тр.}} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{\text{д.у.}}$ , где  $\Delta\sigma_0$  — сопротивление типа решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро);  $\Delta\sigma_{\text{тр.}}$  — упрочнение твердого раствора легирующими элементами, согласно теории Мотта–Набарро;  $\Delta\sigma_z$  и  $\Delta\sigma_c$  — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна в соответствии с зависимостью Холла–Петча;  $\Delta\sigma_d$  — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием, по теории Дж. Тейлора, А. Зегера, Н. Мотта и Г. Хирша, а также  $\Delta\sigma_{\text{д.у.}}$  — дисперсионное упрочнение за счет дисперсных фаз по Оровану.

**Вязкость разрушения.** Расчетные значения показателей вязкости разрушения  $K_{1c}$ , оцениваемые по зависимости [17]:  $K_{1c} = (2E\sigma_r\delta_k)^{1/2}$ , где  $E$  — модуль Юнга;  $\sigma_r$  — расчетная величина упрочнения;  $\delta_k$  — значение критического раскрытия трещины (согласно данным параметров субструктуры).

**Трещиностойкость (локальные внутренние напряжения).** Из анализа различных подходов к механизмам зарождения трещин и разрушения материалов была выбрана оценка на базе дислокационной теории кристаллических твердых тел с учетом анализа характера дислокацион-

Таблица 1. Химический состав опытных жаропрочных титановых сплавов, мас. %

Сплав	Al	Sn	Zr	Mo	V	Nb	Si
1	5,2	3,3	4,2	0,1	0,6	0,8	0,6
2	4,3	4,4	6,0	1,6	0,7	4,3	0,4

ной структуры и ее распределения (дислокационные скопления либо равномерное распределение дислокаций), что позволяет сделать обстоятельные оценки уровня локальных внутренних напряжений в зависимости от зон нагромождения дислокаций – вдоль суб- или межзеренных границ, в зонах ФВ и их скоплений и т. п., которые способствуют формированию концентраторов локальных внутренних напряжений — зон зарождения и распространения трещин. Поле внутренних напряжений, создаваемое дислокационной структурой (плотностью дислокаций) описывается выражением  $[18-20] \tau_{\text{вн}} = Gbh\rho/[\pi(1-\nu)]$ , где  $G$  — модуль сдвига;  $b$  — вектор Бюргерса;  $h$  — толщина фольги;  $\nu$  — коэффициент Пуассона;  $\rho$  — плотность дислокаций.

**Результаты эксперимента.** Исследовали сварные соединения высокопрочных сталей, выполненных гибридной лазерно-дуговой и дуговой сваркой [6]. Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях установлены изменения различных фазовых составляющих (бейнита верхнего  $B_v$  и нижнего  $B_n$ , мартенсита  $M$ ), их объемной доли  $v_d$ , %, микротвердости ( $HV$ ), а также различных структурных параметров (величины зеренной, субзеренной структуры  $D_z, d_c$ ), характера распределения и плотности дислокаций ( $\rho$ ), а также особенностей зоны разрушения сварных соединений (вязкое, хрупкое и др.) в зависимости от используемых скоростей лазерно-дуговой сварки ( $v_{\text{св}} = 72; 90; 110$  м/ч).

Показано, что при  $v_{\text{св}} = 72$  м/ч в металле шва и ЗТВ сварных соединений формируется структура преимущественно  $B_n$ , при переходе от шва к металлу ЗТВ зеренная структура существенно измельчается (в 2...4 раза) при равномерном снижении (на 12 %) микротвердости, табл. 2. При увеличении скорости сварки ( $v_{\text{св}}$ ) от 72 до 90 м/ч изменяется фазовый состав металла швов и ЗТВ сварных соединений от бейнитно-мартенситного (Б-М) до мартенситного (М) типа, а также соотношение структурных составляющих в металле ЗТВ сварных соединений: уменьшается в 2...3 раза

объемная доля  $B_n$  при повышении в 3 раза доли  $M$ , что в итоге обеспечивает максимальные показатели прочности, однако приводит к существенному снижению пластичности  $\psi$  в шве. В случае увеличения скорости сварки до  $v_{\text{св}} = 110$  м/ч, несмотря на тот факт, что фазовый состав металла швов и участка перегрева ЗТВ аналогичный, как и при режимах  $v_{\text{св}} = 72$  м/ч, т. е. бейнитно-мартенситный, однако при максимальной  $v_{\text{св}}$  заметно уменьшается объемная доля  $B_n$  до 10...20 % и преимущественно формируются структуры  $B_v$  (60...70 %). Такие структурные изменения могут приводить к неравномерному уровню механических свойств по зоне сварки и снижению трещиностойкости сварных соединений.

Детальными электронно-микроскопическими исследованиями структуры на просвет сварных соединений, полученных при  $v_{\text{св}} = 72$  и 110 м/ч, установлено следующее.

В металле шва при  $v_{\text{св}} = 72$  м/ч в зернах  $B_n$  наблюдается формирование внутренней субструктуры с равномерным распределением объемной плотности дислокаций ( $\rho$ ) до  $(4...6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , а в структурах отпущенного  $M$  дислокационная плотность составляет  $8 \cdot 10^{10}...10^{11} \text{ см}^{-2}$ . Для металла ЗТВ соединений характерна фрагментация зерен  $B_n$ , т. е. наблюдается измельчение на 10...20 % реечной структуры  $B_n$  и  $M$ , что сопровождается некоторым повышением дислокационной плотности (рис. 1, а).

Для тонкой структуры металла сварного соединения в случае  $v_{\text{св}} = 110$  м/ч характерно следующее: увеличивается интегральное значение дислокационной плотности в металле шва и ЗТВ, формируется преимущественно структура бейнита верхнего  $B_v$  при максимальном повышении плотности дислокаций  $\rho$  до  $1,5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$  (рис. 1, б).

Таким образом, показано, что наиболее равномерное распределение дислокационной плотности при формировании структуры бейнита нижнего  $B_n$  обеспечивается при режиме гибридной лазерно-дуговой сварки со скоростью  $v_{\text{св}} = 72$  м/ч.

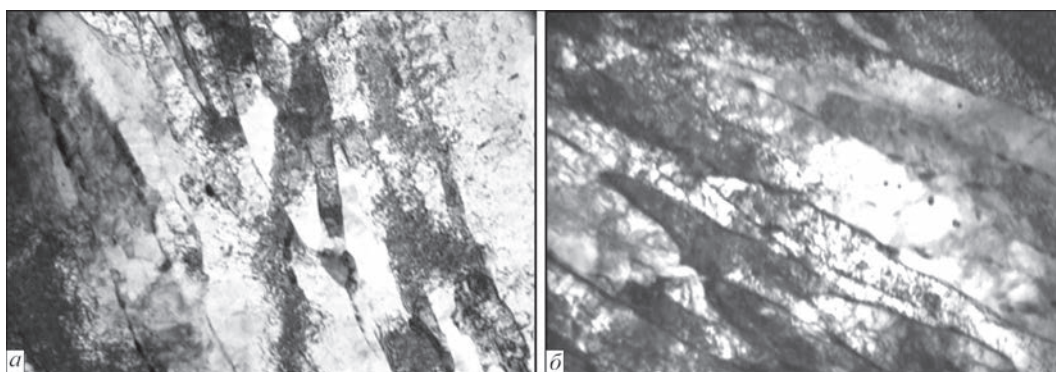


Рис. 1. Тонкая структура металла ЗТВ: а — бейнита нижнего при  $v_{\text{св}} = 72$  м/ч ( $\times 20000$ ); б — бейнита верхнего ( $\times 3000$ ) при  $v_{\text{св}} = 110$  м/ч

Таблица 2. Изменение объемной доли ( $v_d$ , %) фазовых составляющих ( $B_n$ ,  $B_b$ ,  $M$ ), величины зерна ( $D_3$ ) и интегральной микротвердости ( $HV$ ) в сварных соединениях при различных скоростях сварки

Показатели/ Участок	$v_{св} = 72$ м/ч		$v_{св} = 90$ м/ч		$v_{св} = 110$ м/ч	
	Шов	ЗТВ	Шов	ЗТВ	Шов	ЗТВ
$v_d$ , %	$B_n \sim 60\%$ $B_b \sim 20\%$ $M \sim 20\%$	$B_n \sim 80\%$ $B_b \sim 5\%$ $M \sim 15\%$	$B_n \sim 20\%$ $B_b \sim 15\%$ $M \sim 65\%$	$B_n \sim 30\%$ $B_b \sim 20\%$ $M \sim 50\%$	$B_n \sim 10\%$ $B_b \sim 60\%$ $M \sim 30\%$	$B_n \sim 20\%$ $B_b \sim 70\%$ $M \sim 10\%$
$D_3$ , мкм	30...120×170...350	30...60	30...80×150...300	25...50	20...80×150...250	20...40
$HV$ , МПа	3800...4010	3540...3900	4050...4420	3830...4010	3360...3940	3360...4010

В результате выполненных оценок изменений по зоне сварки такой прочностной характеристики, как  $\sigma_T$ , установлено следующее. В условиях  $v_{св} = 72$  м/ч в металле шва и ЗТВ расчетное значение  $\Sigma\sigma_T$  составляет 917 и 1077 МПа соответственно, а максимальный вклад в предел текучести вносят: субструктурное ( $\Delta\sigma_c \sim 318...356$  МПа), дисперсионное ( $\Delta\sigma_{д.у.} \sim 253...295$  МПа) и дислокационное ( $\Delta\sigma_d \sim 157...180$  МПа) упрочнения (рис. 2, а). При этом вклад такого типа структурной составляющей как бейнит нижний ( $B_n$ ) является максимальным (рис. 2, б).

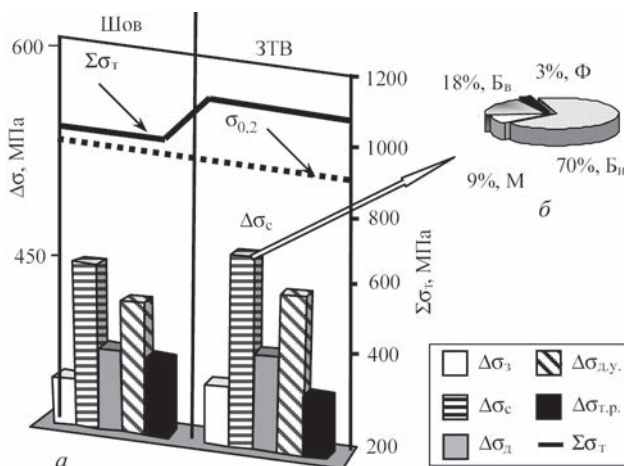
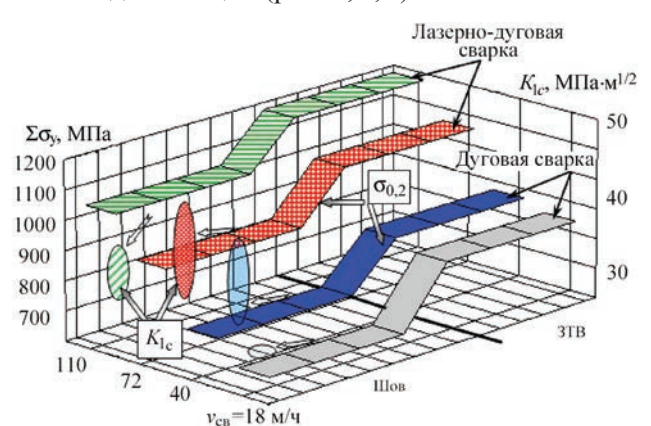
В случае режимов сварки при  $v_{св} = 110$  м/ч общее значение предела текучести повышается (по сравнению с режимом  $v_{св} = 72$  м/ч) на 10...15 % (рис. 3), что обусловлено некоторым измельчением зеренной структуры и увеличением (в 1,3 раза) интегральной величины плотности дислокаций ( $\rho$ ).

Расчетные значения показателей вязкости разрушения  $K_{Ic}$ , а также сопоставление  $K_{Ic}$  и  $\sigma_T$  показали следующее (см. рис. 3). Если при  $v_{св} = 72$  м/ч наибольший вклад в упрочнение металла ( $\Sigma\sigma_T$ ) и повышение вязкости разрушения ( $K_{Ic}$ ) вносит субструктура, а это в основном субструктура бейнита нижнего ( $B_n$ ), то в случае увеличения скорости сварки до  $v_{св} = 110$  м/ч значительно (на 30 %) уменьшается показатель  $K_{Ic}$ . Последнее обусловлено преимущественным формировани-

ем структуры другого типа, а именно — верхнего бейнита ( $B_b$ ) с соответствующим последнему неравномерным распределением плотности дислокаций ( $\rho$ ).

Последующий сравнительный анализ расчетных показателей прочностных свойств ( $\sigma_T$ ) и вязкости разрушения ( $K_{Ic}$ ) для исследуемых сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных на различных режимах сварки (дуговой сваркой и гибридной лазерно-дуговой) показал, что наилучшие показатели сочетания свойств прочности и вязкости обеспечиваются режимами гибридной сварки (см. рис. 3).

В результате оценки изменений уровня локальных внутренних напряжений установлено, что максимальные значения  $\tau_{л/вн} \sim 1900...2800$  МПа ( $(0,2...0,35)\tau_{теор}$  от теоретической прочности) формируются при  $v_{св} = 110$  м/ч в местах протяженных дислокационных скоплений ( $\rho = 1,5 \cdot 10^{11}$  см<sup>-2</sup>) вдоль границ  $B_b$ . Это приводит к зарождению микротрещин в этих зонах и снижению трещиностойкости сварных соединений (рис. 4, а, б). А наиболее низкие значения  $\tau_{вн}$  (порядка 1500...1867 МПа) характерны для сварных соединений, полученных на режимах при  $v_{св} = 72$  м/ч, чему способствует формирование в зоне сварки мелкозернистых и фрагментированных структур  $B_n$  в сочетании с равномерным распределением дислокаций (рис. 4, в, г).


 Рис. 2. Вклад различных составляющих  $\Delta\sigma$  структурного упрочнения в расчетную величину предела текучести  $\Delta\sigma_T$  металла сварных швов (а) и вклад структурных составляющих ( $B_b$ ,  $B_n$ ,  $M$ ,  $\Phi$ ) в изменение субструктурного упрочнения  $\Delta\sigma_c$  при скорости сварки 72 м/ч (б)

 Рис. 3. Изменение средней расчетной величины предела текучести ( $\Sigma\sigma_T$ ) и вязкости разрушения ( $K_{Ic}$ ) по зоне сварки (шов ЗТВ) стали 14ХГН2МДАФБ при различных скоростях гибридной лазерно-дуговой ( $v_{св} = 72$  м/ч и 110 м/ч) и дуговой ( $v_{св} = 18$  и 40 м/ч) сварки



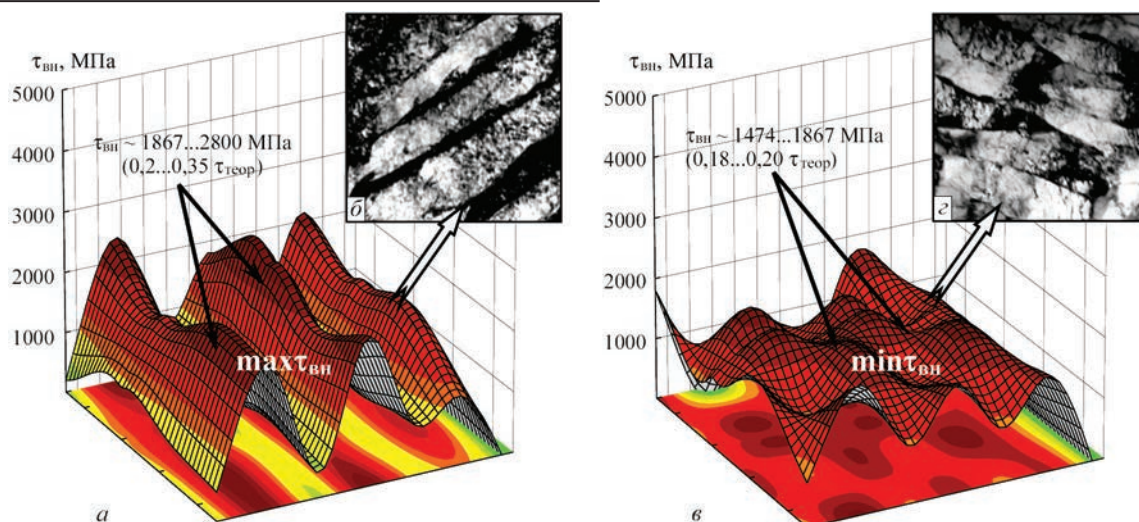


Рис.4. Распределение локальных внутренних напряжений ( $\tau_{\text{вн}}$ ) в металле сварных швов в структурных зонах бейнита верхнего при  $v_{\text{св}} = 110$  м/ч (а, б,  $\times 20000$ ) и бейнита нижнего при  $v_{\text{св}} = 72$  м/ч (в, г,  $\times 30000$ )

В итоге установлено, что оптимальные свойства прочности, пластичности и трещиностойкости сварных соединений высокопрочных сталей обеспечиваются в условиях скоростей сварки  $v_{\text{св}} = 72$  м/ч, что обусловлено формированием наиболее дисперсных структур — бейнита нижнего, мелкозернистого мартенсита отпущенного при отсутствии протяженных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений ( $\tau_{\text{л/вн}}$ ).

**Сварные соединения сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов (аргонодуговая сварка и СТП) [7].** В результате исследова-

ния сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных АДСНЭ без легирования скандием и легированных скандием, установлено следующее. Металл шва сварных соединений Al-Li сплава 1460 при использовании присадки Св1201 (без легирования скандием) после АДСНЭ характеризуется крупнозернистой структурой; формированием крупных глобулярных внутризеренных фазовых выделений (размером  $d_{\text{фв}}$  до 3,5 мкм, рис. 5, а), протяженных массивных межзеренных эвтектик (толщиной  $h_{\text{эвт}}$  до 5 мкм и зон, свободных от выделений (ЗСВ) (рис. 5, б).

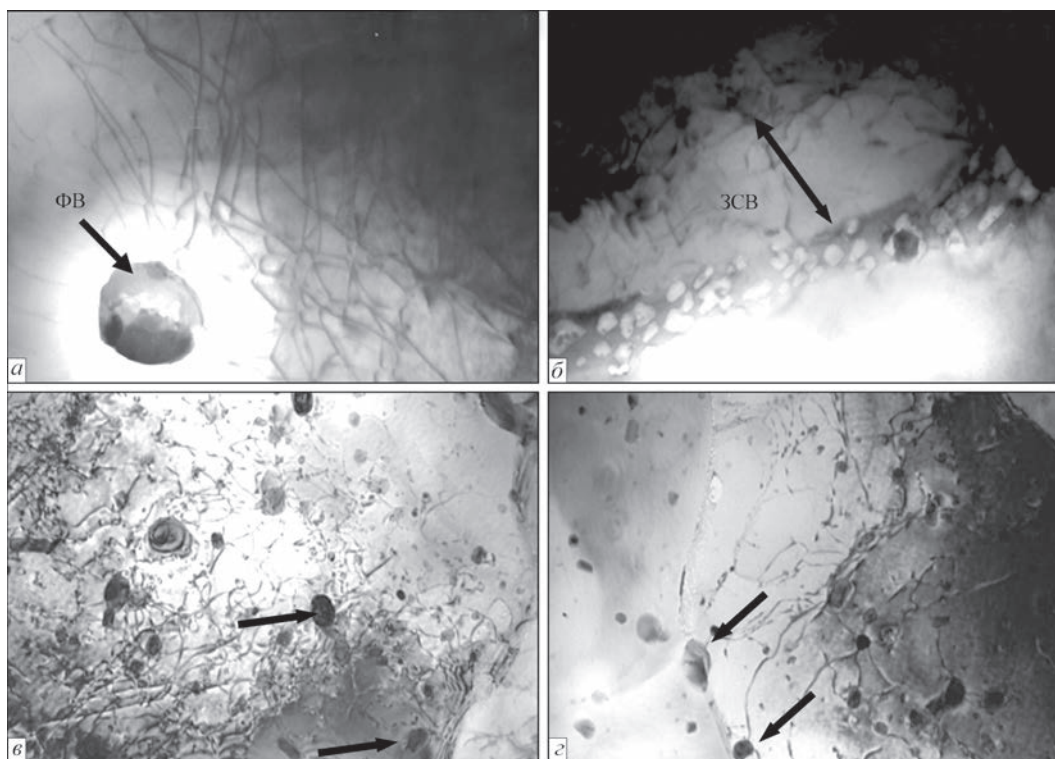


Рис. 5. Распределение фаз в объемах зерен металла шва алюминиевого сплава 1460, полученного АДСНЭ: а — фазовые выделения во внутренних объемах зерен; б — приграничные зоны, свободные от выделений и СТП; в — фазовые выделения в объемах зерен; г — фазовые выделения в зернограницных зонах металла шва ( $\times 30000$ )



При этом отмечается неравномерность в распределении дислокаций, особенно вдоль протяженных приграничных зон, где плотность дислокаций  $\rho$  уменьшается практически на порядок по сравнению с внутризеренной дислокационной плотностью от  $\rho \sim (2 \dots 6) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  (рис. 5, а, б).

В условиях легирования металла шва скандием (до 0,5 %), наблюдаются следующие изменения структуры металла зоны сварки: измельчение зеренной структуры, зернограничных эвтектик, диспергирование фазовых выделений в объемах зерен в сочетании с некоторым повышением плотности дислокаций до  $\rho \sim (4 \dots 9) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ .

Исследованиями особенностей структурных изменений при СТП установлено: значительное измельчение структуры; повышение общей плотности дислокаций до  $\rho \sim (3 \dots 6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (что на порядок выше объемной дислокационной плотности металла шва при сварке плавлением, рис. 5, а, б), сопровождающееся активным перераспределением дислокаций и формированием субструктуры (блоков, фрагментов и т. п.); существенное измельчение (в 2,5...5,0 раза) ФВ при увеличении их объемной доли и равномерном распределении как по внутризеренным, так и по зернограничным объемам (рис. 5, в, г).

В результате выполненных аналитических оценок механических свойств ( $\Sigma\sigma_T$ ) исследуемых соединений после АДСНЭ со скандием и без него наиболее высокие показатели наблюдаются у соединений, легированных скандием (рис. 6).

При этом наибольший вклад в общее (интегральное) значение упрочнения металла шва со скандием вносят зеренное ( $\Delta\sigma_z \sim 29\%$ ) и твердорастворное ( $\Delta\sigma_{тр.} \sim 25\%$ ) упрочнение. В условиях СТП оценки общего (интегрального) значения  $\Sigma\sigma_T$  показали общее повышение значений прочностных показателей на 40 % по сравнению с таковыми для условий сварки при АДСНЭ в состоянии без скандия, что обеспе-

чивается, в основном, измельчением зеренной (до 27 %), субзеренной (до 21 %) структур и диспергированием ФВ (до 23 %).

Сопоставление свойств вязкости разрушения ( $K_{Ic}$ ) исследуемых соединений показали следующее. После АДСНЭ без скандия показатель вязкости разрушения  $K_{Ic} \sim 26 \dots 47 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{-1/2}$  (рис. 7, а, б). В результате применения СТП  $K_{Ic}$  сохраняется на уровне  $K_{Ic} \sim 31 \dots 57 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{-1/2}$  (рис. 7, а, в), что свидетельствует о повышении (на 20 %) свойств пластичности сварного соединения по сравнению с условиями АДСНЭ без скандия.

Конкретные результаты исследований и, прежде всего, характера распределения дислокационной структуры в исследуемых образцах позволили сделать оценки локальных внутренних напряжений ( $\tau_{л/вн}$ ), определить их уровень и протяженность, а также установить структурные факторы, провоцирующие процессы зарождения и распространения трещин.

В результате аналитических оценок установлено, что в условиях АДСНЭ в металле без скандия формируются протяженные концентраторы локальных внутренних напряжений с уровнем  $\tau_{л/вн}$  до 1500 МПа (от 0,34 до 0,85  $\tau_{теор}$ ), которые являются зонами зарождения и распространения трещин. К таким зонам относятся границы мощных полос сдвига (ПС) (рис. 8, а, б). В противоположность этому во внутренних объемах ПС значения  $\tau_{л/вн}$  резко снижаются (практически на 2 порядка) до величины примерно 5...15 МПа ( $0,0016 \dots 0,0055 \tau_{теор}$ ), что в итоге создает резкий градиент ( $\Delta\tau_{л/вн}$ ) локальных внутренних напряжений вдоль границ ПС (рис. 8, б).

В условиях СТП в микроструктуре металла шва наблюдается общее существенное снижение (в 3,5 раза) уровня локальных внутренних напря-

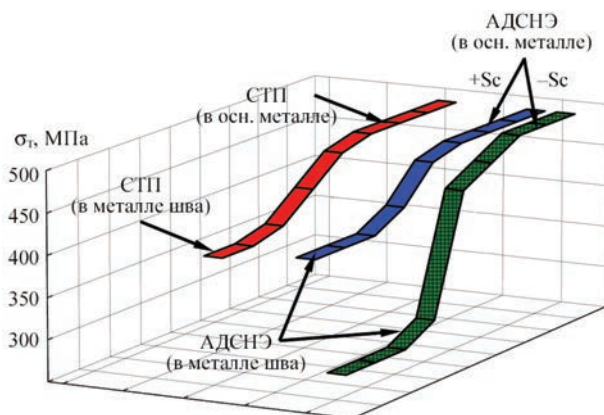


Рис. 6. Изменение интегрального значения упрочнения  $\Sigma\sigma_T$  сварных соединений алюминиевого сплава 1460 при переходе от основного металла к металлу шва, полученных АДСНЭ при использовании присадок Св1201 и Св1201 + 0,5 % Sc, и СТП

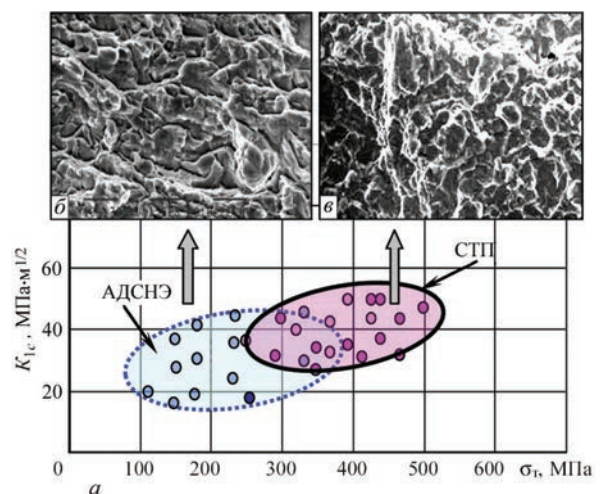


Рис. 7. Изменение расчетных значений прочности  $\Sigma\sigma_T$  и вязкости разрушения  $K_{Ic}$  металла сварных швов (а) и фактограммы ( $\times 2020$ ): б — хрупкого разрушения алюминиевого сплава 1460, полученных АДСНЭ при использовании присадки Св1201; в — вязкого разрушения при СТП

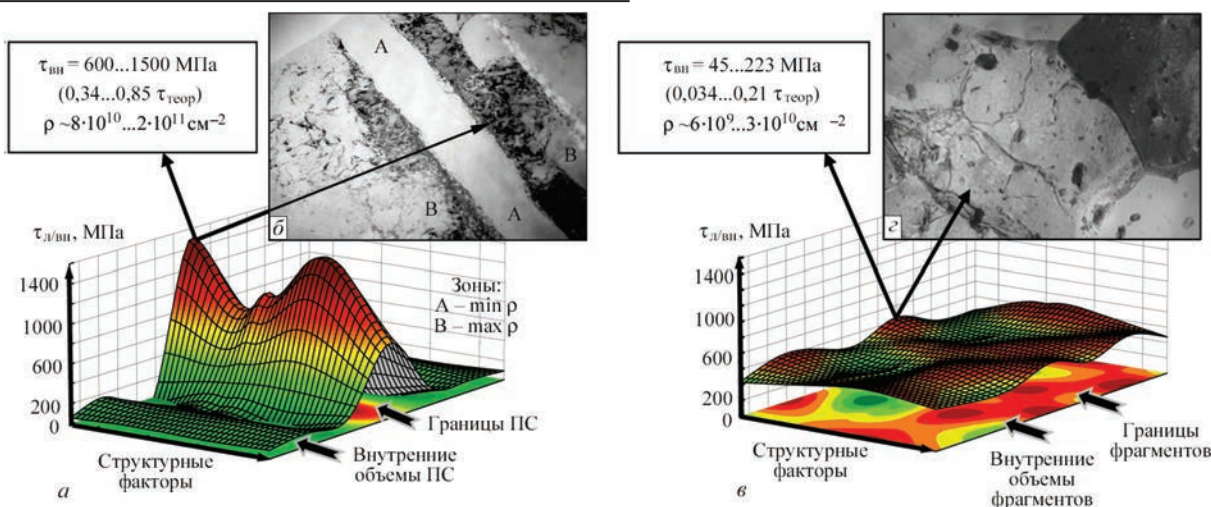


Рис. 8. Распределение локальных внутренних напряжений  $\tau_{л/вн}$  в металле шва сплава 1460 после различных способов сварки: а, б — АДСНЭ (металл шва без скандия); в, г — СТП

жений (до 223 МПа) при равномерном (без градиентов) распределении такого типа локальных напряжений по всему объему металла шва (рис. 8, в, г), что и обеспечивает повышение трещиностойкости сварных соединений.

Таким образом, для улучшения прочностных характеристик и трещиностойкости сварных соединений сложнолегированных алюминиевых сплавов необходимо стремиться к формированию оптимальной структуры, что обеспечивается, как показали исследования взаимосвязи структуры и свойств, СТП.

**Сварные соединения титановых сплавов (электронно-лучевая сварка) [8].** Металлографическими исследованиями структуры наиболее проблемной зоны сварных соединений — зоны термического влияния (ЗТВ) установлено, что после сварки в околошовной зоне (ОШЗ) наблюдается образование холодных трещин длиной 100...300 мкм, причем в сварных соединениях опытного сплава 1 объемная доля трещин значительно больше, чем в сварных соединениях сплава 2. При этом в ОШЗ сварного соединения опытного сплава 1 при остывании образуются крупные равноосные полиэдрические первичные  $\beta$ -зерна размером до 500 мкм. В ОШЗ сварных соединений сплава 2 первичная структура неоднородна: наряду с обширными участками полиэдрических зерен размером 200 мкм встречаются участки мелких равноосных зерен размером 20...60 мкм в окружении крупных зерен. Внутриверхняя структура в ОШЗ сплава 2 мартенситная,  $\alpha'$ -фаза характеризуется тонкоиглообразным строением. Помимо мартенситной фазы в ОШЗ обоих сплавов может присутствовать остаточная  $\beta$ -фаза, количество которой, исходя из химического состава, в сплаве 1 очень незначительное, а в сплаве 2 больше, чем в сплаве 1. Для определения состава формирующихся фаз, а также их размеров, морфологии

и структурных зон их локализации (внутренние объемы, либо зернограницные области) были проведены более детальные структурно-фазовые исследования ЗТВ сварных соединений титановых сплавов с использованием просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии.

Как следует из результатов исследования дислокационной структуры и процессов фазообразования, в сварных соединениях опытного сплава 1 наблюдается существенное отличие в структурно-фазовом состоянии  $\alpha'$ - и  $\beta$ -пластинчатых структур. Происходит параллельное формирование резко отличающихся по структурно-фазовому состоянию пластинчатых структур: практически бездислокационных ( $\rho \sim 10^9 \text{ см}^{-2}$ ) и не содержащих фазовых выделений пластин протяженной формы (с поперечным сечением  $h_{пл} \sim 0,3...1,6 \text{ мкм}$ , рис. 9, а) наряду с пластинами, для которых характерна высокая плотность дислокаций (до  $\rho \sim (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ) и насыщенность внутренних объемов пластин хаотически распределенными выделениями, преимущественно  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$  достаточно крупного размера ( $d_{фв} \sim 0,1...0,2 \text{ мкм}$ , рис. 9, б) и дисперсными ФВ ( $\text{Ti}_2\text{ZrSi}_3$ ;  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ), окаймляющих внутриверхнюю структуру. Формирование резко градиентных (по фазовым выделениям и дислокационной плотности) пластин обусловлено, по-видимому, типом кристаллической решетки, соответствующей  $\beta$ - и  $\alpha$ -образованиям в титановых сплавах. Так, для  $\beta$ -фазы, имеющей ОЦК-решетку (а это до 48 систем скольжения), существует практически неограниченная возможность зарождения, скольжения и перераспределения дислокаций, которые, как известно, являются активными каналами для транспортировки легирующих элементов и соответственно — активации процессов фазообразования. Для  $\alpha$ -структуры, имеющей ГПУ-решетку, характерно весьма ограниченное количество систем скольжения. Преимущественно это одна —



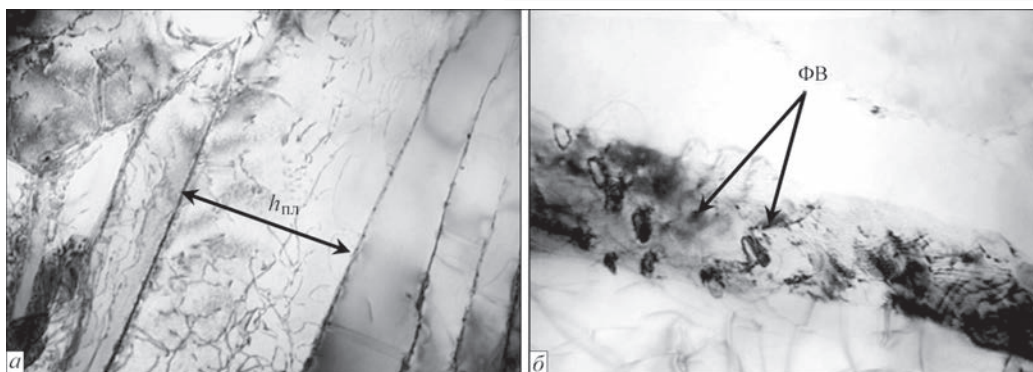


Рис. 9. Микроструктура ( $\times 20000$ ) опытного титанового сплава 1, ОШЗ: *a* — четко ориентированная направленность пластин преимущественно  $\alpha$ -составляющей структуры при сравнительно невысокой плотности и равномерном распределении дислокаций; *б* — фазообразование во внутренних объемах  $\beta$ -пластинчатых структур,  $\times 37000$

базисная (0001) плоскость и в металле с таким типом решетки деформация в основном реализуется за счет двойникования, когда практически затруднено зарождение и дислокационное скольжение, а значит и фазообразование.

По-видимому, именно различные особенности в реализации процессов деформации (дислокационным скольжением, либо двойникованием) и как результат — различные возможности фазообразования для основных фазовых составляющих ( $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз) и являются объяснением формирования в сварном соединении опытного сплава 1 резко градиентных по плотности дислокаций и насыщенности фазовыми выделениями протяженных пластинчатых структур.

Таким образом, установлено, что наличие градиентных структурно-фазовых образований, существенно отличающихся по количеству и дисперсности силицидных фаз, в том числе и по плотности дислокаций, по-видимому, является основанием для формирования в металле подобного типа соответствующих резко градиентных механических характеристик, а именно, градиентов по свойствам прочности в смежных пластинчатых структурах.

Для структуры ОШЗ сварного соединения опытного сплава 2, как и в сплаве 1, характерно формирование протяженных пластинчатого типа фаз ( $\alpha'$ -мартенсит и  $\beta$ -фаза), но отлича-

ющихся, значительно (примерно в 2...3 раза) размерами — шириной пластинчатых структур ( $h_{пл} \sim 0,2...0,5$  мкм), более дисперсной игольчатой  $\alpha'$ -мартенситной структурой и внутривластинчатой субструктурой, а также более равномерным распределением дислокаций ( $\rho \sim (8...9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ) по всему объему металла ОШЗ (рис. 10).

Наблюдаются отличия и в процессе формирования силицидных интерметаллидных фаз: при аналогичном (как и в случае сплава 1) стехиометрическом составе ( $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ ;  $\text{Ti}_2\text{ZrSi}_3$ ;  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ) размеры фаз более мелкодисперсные ( $d_{фв} \sim 0,01...0,02 \times 0,02...0,06$  мкм), а их распределение равномерное по всему объему с локализацией преимущественно по границам субструктуры (рис. 10, б).

Аналитическими оценками механических свойств показано, что для металла ЗТВ сварных соединений опытного сплава 1 наблюдается резко градиентное (примерно в 1,8 раза) изменение предела текучести ( $\Delta\sigma_T \sim 570...1010$  МПа), зависящее от структурно-фазового состояния пластинчатых структур (рис. 11). Резкое повышение  $\Delta\sigma_{0,2}$ , характерное для пластинчатых структур с высокой плотностью дислокаций ( $\rho \sim (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ) и наиболее насыщенных фазовыми выделениями, приводит к возрастанию дислокационного ( $\Delta\sigma_d \sim 250$  МПа) и дисперсионного ( $\Delta\sigma_{дл} \sim 375...500$  МПа) упрочнений. В ОШЗ сплава 2 имеет место высокий уро-

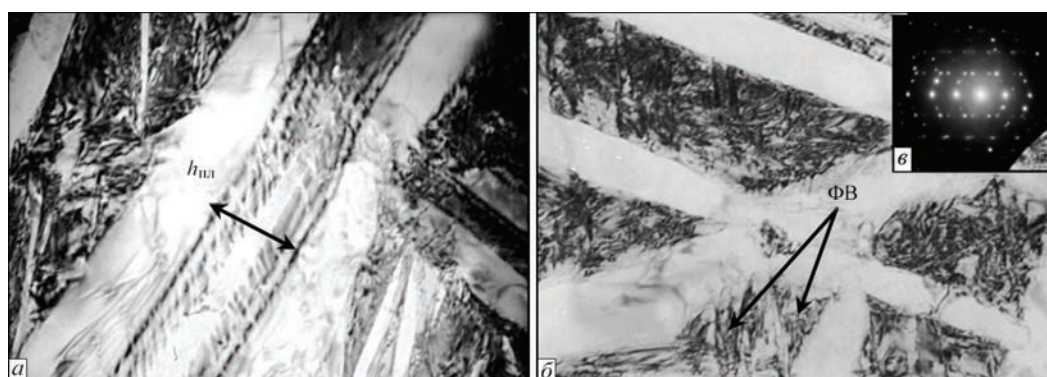


Рис. 10. Микроструктура опытного титанового сплава 2, ОШЗ: *a*, *б* — тонкая структура пластинчатых фаз мартенситного типа (*a* —  $\times 50000$ ; *б* —  $\times 37000$ ); *в* — микродифракционные отражения ФВ, зафиксированные на совмещенных изображениях

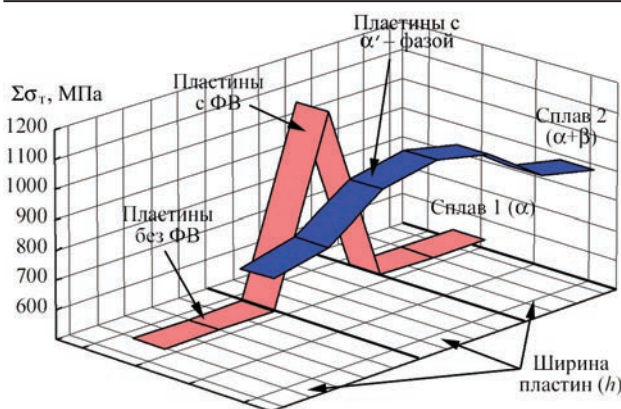


Рис. 11. Вклад различных составляющих структурного упрочнения (зеренного, субзеренного, дислокационного, дисперсионного) опытных сплавов в расчетную величину упрочнения ( $\Sigma\sigma_t$ )

вень и более равномерное распределение прочностных характеристик ( $\Delta\sigma_t \sim 910 \dots 1040$  МПа) в формирующихся мартенситных фазах пластинчатого типа, что связано с их более мелкодисперсной структурой. При этом некоторое повышение упрочнения обусловлено диспергированием субструктуры ( $\Delta\sigma_c \sim 530$  МПа), а сравнительно равномерное повышение общей дислокационной плотности по объему металла приводит к упрочнению порядка  $\Delta\sigma_d \sim 360$  МПа.

Таким образом, аналитическими оценками дифференцированного вклада различных структурно-фазовых факторов и параметров, формирующихся в сварных соединениях исследуемых сплавов, в изменение механических характеристик ( $\sigma_t$ ), показано, что в ОШЗ сварных соединений сплава 1 происходит значительное изменение  $\sigma_t$  в смежных пластинчатых структурах — от 570 МПа для пластинчатой  $\alpha'$ -фазы с низкой плотностью дислокаций до 1010 МПа для пластин с высокой плотностью дислокаций и выделениями силицидов. В ОШЗ сплава 2 имеет место более высокий уровень и более равномерное распределение прочностных характеристик ( $\sigma_t$  изменяется от 910 до 1040 МПа по всему объему металла ОШЗ).

В результате исследований дислокационной структуры были определены локальные внутренние напряжения в ЗТВ сварных соединений опытных сплавов. Показано (рис. 12, а), что для металла ЗТВ сплава 1 наблюдается резко градиентное, направленное вдоль пластин, распределение внутренних напряжений (от 10...100 до 700...1100 МПа), что связано с изменением плотности дислокаций в пластинах различного типа — с низкой ( $\rho \sim (10^9 \dots 10^{10} \text{ см}^{-2})$ ) и высокой ( $\rho \sim (7 \dots 8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ). Однако наблюдаются области и с более высокой локальной плотностью дислокаций ( $\rho \sim 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ ), где локальные внутренние напряжения  $\tau_{\text{вн/д}}$  достигают порядка 2000 МПа. Для ЗТВ сплава 2 характерно сравнительно равномерное распределение внутренних напряжений ( $\tau_{\text{вн}} \sim 860 \dots 970$  МПа), что соответствует равномерной плотности дислокаций ( $\rho \sim (8 \dots 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ) по внутрипластинчатым структурам (рис. 12, б).

Таким образом, оценки изменений внутренних напряжений  $\tau_{\text{вн}}$  в ОШЗ сварных соединений исследуемых сплавов, выполненные на базе исследований дислокационных структур, показали, что для ОШЗ сварного соединения сплава 1 распределение внутренних напряжений крайне неоднородно (градиент примерно в 10 раз), и направлено вдоль пластинчатых структур в пластинах с низкой и высокой плотностью дислокаций). В ОШЗ сварного соединения сплава 2 внутренние напряжения распределены более равномерно, однако, привязка направленности распределения локальных внутренних напряжений и пластинчатых структур может быть причиной направленного распространения трещин. Поэтому для устранения градиента по прочности и внутренним напряжениям необходимо добиваться формирования однородной равномерной диспергированной структуры.

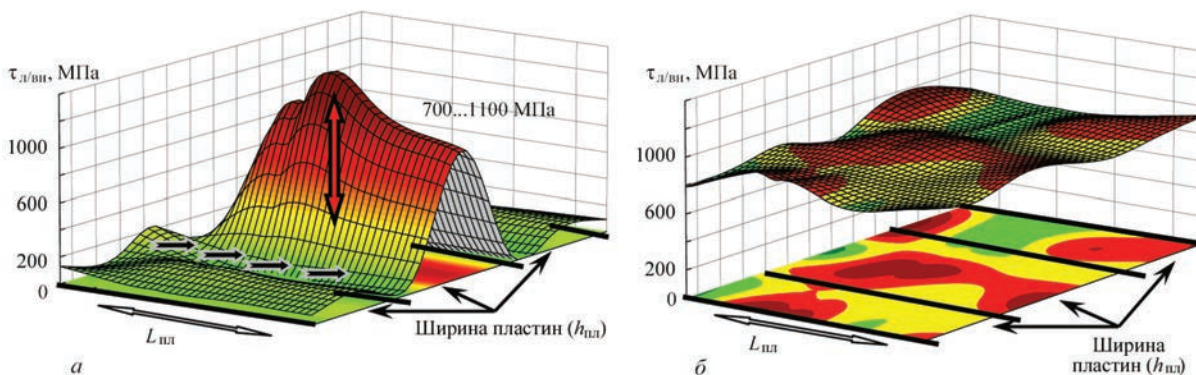


Рис. 12. Уровень локальных внутренних напряжений, формирующихся в пластинчатых структурах ОШЗ сварных соединений: а — в пластинчатых структурах, градиентных по распределению плотности дислокаций и внутриобъемных ФВ (опытный сплав 1); б — в мартенситных пластинчатых структурах (опытный сплав 2)



## Выводы

1. Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) изучены структурно-фазовые изменения в металле сварных соединений высокопрочных сталей, сложнолегированных алюминий-литиевых и титановых сплавов, выполненных различными способами сварки (гибридная лазерно-дуговая сварка, аргонодуговая сварка, сварка трением с перемешиванием, электронно-лучевая сварка).

2. Сочетанием исследований на различных структурных уровнях с аналитическими оценками механических свойств полученных сварных соединений установлена взаимосвязь структурных изменений с изменением наиболее значимых для эксплуатационных условий механических характеристик сварных соединений: показателей прочности ( $\sigma_T$ ), вязкости разрушения ( $K_{Ic}$ ) и трещиностойкости ( $\tau_{л/вн}$ ).

3. Установлено, что наиболее оптимальными структурными факторами, обеспечивающими в эксплуатационных условиях необходимый комплекс свойств сварных соединений — свойства прочности ( $\sigma_T$ ), вязкости разрушения ( $K_{Ic}$ ) и трещиностойкости ( $\tau_{л/вн}$ ), являются: мелкозернистость зеренной и субзеренной структуры; диспергирование фазовых выделений при равномерном их распределении; отсутствие протяженных дислокационных скоплений — потенциальных концентраторов внутренних напряжений (зон зарождения и распространения трещин).

## Список литературы

- Гордиенко Л. К. (ред.) (1965) *Высокопрочная сталь*. Москва, Металлургия.
- Гудремон Э. (1959) *Специальные стали*. Москва, Металлургиздат.
- Фридляндер И. Н. (2000) Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–1999 гг. и 2000–2015 гг. *Тр. V сессии Научного совета по новым материалам МААН «Проблемы современного материаловедения»*. Киев, Наукова думка, сс. 15–19.
- Солонин О. П., Глазунов, С. Г. (1976) *Жаропрочные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
- Чечулин Б. Б., Ушков С. С., Разуваева И. Н. и др. (1977) *Титановые сплавы в машиностроении*. Москва, Машиностроение.
- Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н. и др. (2016) Структура и свойства сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при гибридной лазерно-дуговой сварке. *Автоматическая сварка*, **5/6**, 114–123.
- Маркашова Л. И., Покляцкий В. Г., Кушнарева О. С. (2016) Влияние структуры на свойства сварных соединений алюминий-литиевых сплавов, полученных способами аргонодуговой сварки и сварки трением с перемешиванием. *Там же*, **5/6**, 88–92.
- Маркашова Л. И., Ахонин С. В., Григоренко Г. М. и др. (2012) Структура и свойства сварных соединений титановых сплавов, легированных кремнием. *Там же*, **11**, 7–17.
- Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н. и др. (2014) Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений ме-

таллов, сплавов, композиционных материалов. *Там же*, **6/7**, 25–31.

- Markashova L., Kushnareva O. (2014) Effect of structure on the mechanical properties of the metal of welded joints of aluminum alloys of the Al–Cu–Li System. *Materials Science*, **49**, **5**, 681–687.
- Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. (1986) *Металлофизика высокопрочных сплавов*. Москва, Металлургия.
- Конрад Г. (1973) Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов. *Сверхмелкое зерно в металлах*, Л. К. Гордиенко (ред.). Москва, Металлургия, сс. 206–219.
- Армстронг Р. В. (1973) Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном. *Там же*, сс. 11–40.
- Petch N. J. (1953) The cleavage strength of polycrystalline. *J. Iron and Steel Inst.*, **173**, 25–28.
- Orowan E. (1954) *Dislocation in metals*. New York: AIME.
- Ashby M. F. (1983) Mechanisms of deformation and fracture. *Adv. Appl. Mech.*, **23**, 117–177.
- Романив О. Н. (1979) *Вязкость разрушения конструкционных сталей*. Москва, Металлургия.
- Stroh A. N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A*, **223**, **1154**, 404–415.
- Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняева Ю. В. (1985) *Структурные уровни деформации твердых тел*. Новосибирск, Сиб. отд., Наука.
- Conrad H. (1963) Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, **11**, 75–77.

## References

- (1965) *High-strength steel*: Coll. Ed. by L.K. Gordienko. Moscow, Metallurgy.
- Houdremont, E. (1959) *Special steels*. Moscow, Metallurgizdat.
- Fridlyander, I.N. (2000) Aluminium alloys in aircrafts during 1970–1999 and 2000–2015. In: *Proc. of Scient. Council on New Materials of IAAS: Problems of Modern Materials Sciences*. Kiev, Naukova Dumka, 15–19.
- Solonin, O.P., Glazunov, S.G. (1976) *Heat-resistant titanium alloys*. Moscow, Metallurgiya.
- Chechulin, B.B., Ushkov, S.S., Razuvaeva, I.N. et al. (1977) *Titanium alloys in machine-building*. Moscow, Mashinostroenie.
- Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Berdnikova, E.N. et al. (2016) Structure and service properties of hybrid laser-arc welded joints of 14KhGN2MDAFB steel. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 104–113.
- Markashova, L.I., Poklyatsky, A.G., Kushnaryova, O.S. (2016) Effect of structure and properties of aluminium-lithium alloy welded joints produced by argon-arc and friction stir welding methods. *Ibid.*, 81–85.
- Markashova, L.I., Akhonin, S.V., Grigorenko, G.M. et al. (2012) Structure and properties of welded joints on titanium alloys containing silicon additions. *Ibid.*, **11**, 6–15.
- Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Berdnikova, E.N. et al. (2014) Effect of structural factors on mechanical properties and crack resistance of welded joints of metals, alloys and composite materials. *Ibid.*, **6-7**, 22–28.
- Markashova, L., Kushnareva, O. (2014) Effect of structure on the mechanical properties of the metal of welded joints of aluminium alloys of the Al–Cu–Li system. *Mater. Sci.*, **49**(5), 681–687.
- Goldshstein, M.I., Litvinov, V.S., Bronfin, B.M. (1986) *Physics of metals of high-strength alloys*. Moscow, Metallurgiya.
- Conrad, H. (1973) Model of strain hardening for explanation of grain size effect on flow stress of metals. In: *Superfine grain in metals*. Ed. by L.K. Gordienko. Moscow, Metallurgiya.
- Armstrong, R.V. (1973) Strength properties of superfine grain metals. *Ibid.*, 11–40.
- Petch, N.J. (1953) The cleavage strength of polycrystalline. *J. Iron and Steel Inst.*, **173**, 25–28.
- Orowan, E. (1954) *Dislocation in metals*. New York, AIME.

16. Ashby, M.F. (1983) Mechanisms of deformation and fracture. *Adv. Appl. Mech.*, 23, 117–177.
17. Romaniv, O.N. (1979) *Fracture toughness of structural steels*. Moscow, Metallurgiya.
18. Stroh, A.N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A.*, 223(1154), 404–415.
19. Panin, V.E., Likhachev, V.A., Grinyaeva, Yu.V. (1985) *Structure levels of deformation of solids*. Siber. Depart., Nauka.
20. Conrad, H. (1963) Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, 11, 75–77.

Л. І. Маркашова, В. Д. Позняков, О. М. Берднікова,  
Т. О. Алексеєнко, О. С. Кушнарєва, Є. В. Половецький

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

#### СТРУКТУРА ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ, АЛЮМІНІЄВИХ ТА ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

У роботі використаний структурно-аналітичний підхід до оцінки впливу структури та фазового складу на зміну найбільш значущих механічних властивостей досліджуваних матеріалів. Показана роль структурних факторів (типу легування, фазового складу, величини зеренної, субзеренної структури, розподілу та щільності дислокацій, фазових виділень, їх розмірів і характеру розподілу) в забезпеченні оптимальних властивостей зварних з'єднань і їх експлуатаційної надійності. Експериментально-аналітичними оцінками встановлені структурно-фазові параметри та фактори, що забезпечують в експлуатаційних умовах необхідний комплекс властивостей зварних з'єднань. Бібліогр. 20, табл. 2, рис. 12.

*Ключові слова:* алюмінієвий сплав, жароміцний титановий сплав, високоміцна сталь, аргонодугове зварювання, зварювання тертям з перемішуванням, електронно-променеве зварювання, гібридне лазерно-дугове зварювання, зварні з'єднання, структура, фазовий склад, механічні властивості, в'язкість руйнування, тріщиностійкість

L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, E. N. Berdnikova,  
T. A. Alekseenko, O. S. Kushnareva and E. V. Polovetskii

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.  
11 Kazimir Malevich str., 03680, Kiev-150.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

#### STRUCTURE AND SERVICE PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH STEELS, ALUMINUM AND TITANIUM ALLOYS

A structural-analytical approach to evaluation of effect of structural-phase conditions on change of the most significant mechanical properties of examined materials was used in this work. A role of structural factors (alloying type, phase composition, size of grain and subgrain structure, distribution and density of dislocation, phase precipitations, their size and nature of distribution) was shown for ensuring optimum properties of welded joints and their operation reliability. Experimental-analytical evaluations have determined structural-phase parameters and factors providing the necessary complex of welded joint properties. 20 Ref., 2 Tables, 12 Figures.

*Keywords:* argon-arc welding, friction stir welding, electron beam welding, hybrid laser-arc welding, aluminum alloy, heat-resistant titanium alloy, high-strength steel, welded joints, structure, phase composition, mechanical properties, fracture toughness, crack resistance.

Поступила в редакцию 01.04.2017

## Мотор Сич. Новый контракт с Китаем

Компания Мотор Сич в рамках авиасалона в парижском Ле Бурже подписала контракт на поставку двигателей для китайского самолета К-8Г.

Как сообщает пресс-служба Мотор Сич, по итогам двух рабочих дней в рамках авиасалона руководство и специалисты компании провели ряд переговоров с зарубежными партнерами.

Подписан контракт на поставку двигателя АИ-25ТЛК для установки на китайский самолет К-8Г производства китайской компании China National Aero-Technology Import & Export Corporation (CATIC), сообщает компания

«Мотор Сич сотрудничает с китайским заказчиком уже более 20 лет. Контракт подписан на очередную партию в количестве 25 штук на 2018 и начало 2019 г.», — отметил директор по маркетингу Мотор Сич Владимир Ширков.

Украина презентует на авиасалоне свой новый среднемагистральный грузовой самолет Ан-132Д. Ан-132Д — первый прототип перспективного многоцелевого транспортного Ан-132, который создается ГП «Антонов» совместно с партнерами из Саудовской Аравии.



# СТРУКТУРНІ ЗМІНИ В МЕТАЛІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

**В. В. ДМИТРИК<sup>1</sup>, А. В. ГЛУШКО<sup>1</sup>, Т. О. СИРЕНКО<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут».

61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2. E-mail: svarka126@ukr.net

<sup>2</sup>Харківський машинобудівний коледж. 61068, м. Харків, вул. Плеханівська, 79.

Структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів, які тривало експлуатуються в умовах повзучості, обумовлюють необхідність вивчення дислокаційних переміщень, що проходять у їх структурі. У роботі розглянуті особливості переміщення дислокацій, що забезпечують деформацію металу ділянок зони термічного впливу зварних з'єднань, а також залежність деформаційних змін від тривалості їх напруження. Встановлено, що дислокаційні переміщення та деформації зварних з'єднань певною мірою залежать від їх вихідної структури. Бібліогр. 8, рис. 8.

*Ключові слова:* зварні з'єднання паропроводів, структурні зміни, дислокація, карбіди, зона термічного впливу, деформація, дифузія, полігонізація

У процесі тривалої експлуатації зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості, у їх металі відбуваються структурні зміни, інтенсивність яких є значно більшою від аналогічних змін в основному металі. Структурні зміни можна розглядати як початкову стадію деградації металу. Такі зміни викликають зменшення сил зчеплення між атомами як у кристалах  $\alpha$ -фази, так і на межі розділу фаз (в більшій мірі). Наприклад, на границі розділу зерен  $\alpha$ -фази та коагулюючих карбідів  $M_{23}C_6$  [1], що призводить до зародження та подальшого розвитку пор повзучості.

Метою роботи є уточнення особливостей фізико-хімічних процесів, що відбуваються в металі зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості, для зменшення швидкості структурних перетворень. Виявлення таких особливостей надає змогу, шляхом отримання заданої вихідної структури зварних з'єднань, збільшити їх надійність та ресурс.

Інтенсивність фізико-хімічних процесів у металі зварних з'єднань, які забезпечують відповідні структурні зміни, є більш високою, ніж в основному металі паропроводів, що обумовлено їх більшою вихідною структурною неоднорідністю. У процесі тривалої експлуатації (більше 250 тис. год) структурна неоднорідність помітно збільшується, що приводить до зниження експлуатаційних характеристик зварних з'єднань.

У процесі тривалої експлуатації паропроводів, із теплостійких перлітних сталей (12X1МФ і 15X1М1Ф) в умовах повзучості (температура 545...585 °С, тиск 20...25 МПа), в зернах  $\alpha$ -фази проявляється ефект полігонізації. Для виявлення полігональної структури, за уточненою методикою [2], шліфи були піддані електролітичному

поліруванню в розчині 150 мл перхлорної кислоти, 600 мл етилового спирту та 100 мл гліцерину при напрузі 45 В, а потім дворазовому травленню: спочатку в 2%-му розчині азотної кислоти з промивкою в спирті, а потім у 2%-му розчині пікринової кислоти. Для дослідження дислокаційної структури використовували методи електронної мікроскопії тонких фольг.

На початковій стадії утворення полігональної структури різке зниження механічних властивостей не відбувається, що можна пояснити ефектом зменшення границями субзерен довжини ліній ковзання. Наявність дифузійного переміщення хрому та молібдену з центральних зон зерен  $\alpha$ -фази в їх приграничні зони сприяє появі нових вакансій та порогів на дислокаціях, що приводить до збільшення інтенсивності полігонізації. Найбільша ступінь полігонізації в структурі зварних з'єднань характерна для ділянки неповної перекристалізації зони термічного впливу (ЗТВ), рис. 1. Допускали, що ефект утворення полігональної структури як рівень розвитку субструктури зерен  $\alpha$ -фази, є функцією напруження та температури. Під час роботи паропроводів у режимі

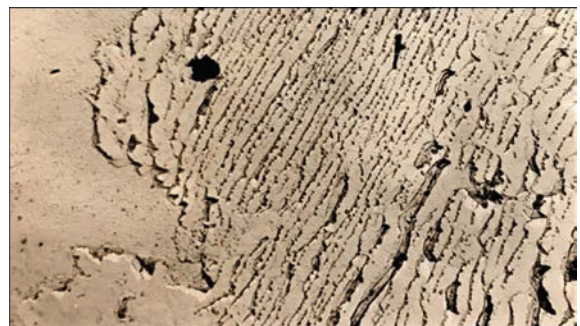


Рис. 1. Полігональна структура ( $\times 12000$ ) металу ділянки неповної перекристалізації ЗТВ. Зварне з'єднання сталі 12X1МФ,  $\varepsilon = 8\%$



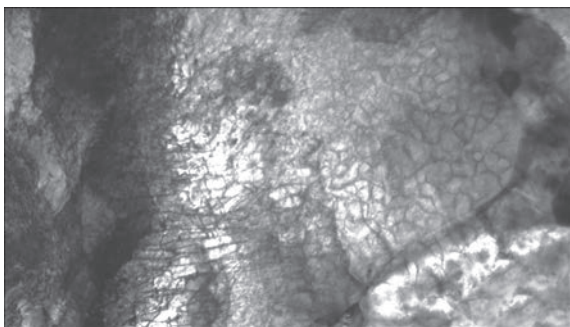


Рис. 2. Субструктура ( $\times 50000$ ) повзучості ділянки неповної перекристалізації металу ЗТВ зварних з'єднань сталі 15Х1М1Ф,  $\epsilon = 5\%$  (напрацювання 280 тис. год)

пусків-зупинок, перегрівів (аварійне скидання пару), що характерно для умов повзучості та втоми, враховували як складову функції, швидкість деформування їх металу.

При довготривалому напрацюванні в метали паропроводів зароджуються та розмножуються дислокації, що зв'язано з їх рухом. Наявність дефектів, виділень других фаз, а також дифузійні процеси представляють зародження дислокацій як гетерогенний процес.

Під дією напруження та температури переміщення дислокацій по площині ковзання, а також висхідне переміщення дислокацій мають переривчастий характер, що обумовлено їх певним гальмуванням. На першій стадії повзучості дислокації переміщуються з малою швидкістю і утворення субзерен є малопомітним. На другій стадії повзучості швидкість руху дислокацій збільшується, утворюється субструктура з добре розвиненою сіткою дислокацій, що помітно у більшому прояві (рис. 2). У деформованих ( $\epsilon = 2 \dots 3\%$ ) полігональних зернах  $\alpha$ -фази границі субзерен викликають зменшення довжини лінії ковзання (рис. 3).

Інтенсивність утворення полігональної структури на ділянках ЗТВ зварних з'єднань помітно відрізняється. Найбільшою є інтенсивність на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, а найменшою — в основному металі та в металі шва. При напрацюванні зварних з'єднань більше 270 тис. год відмічається поява в тілі зерен  $\alpha$ -фази субзерен, проте самі зерна не збільшуються в розмірах, а нові зерна не

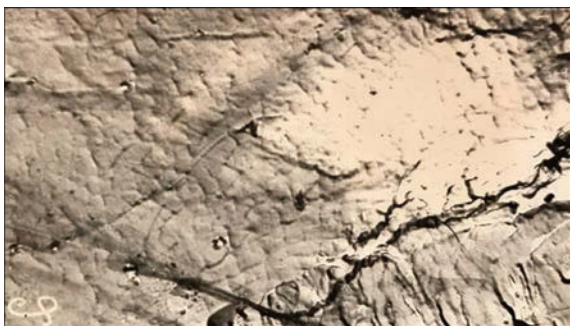


Рис. 3. Полігональна структура ( $\times 12000$ ) деформованого зерна  $\alpha$ -фази. Ділянка перегріву ЗТВ. Зварне з'єднання сталі 15Х1М1Ф,  $\epsilon = 3\%$



Рис. 4. Начальна стадія первинної рекристалізації. Структура ( $\times 200$ ) металу шву на сталі 10ХМФ (напрацювання зварних з'єднань 276 тис. год)

утворюються. Точніше їх збільшення знаходиться на початковій стадії, що підтверджується локальною ліквідацією границь зерен (рис. 4). Дислокації, які знаходяться на границях зерен, загальмовані виділеннями других фаз, вивільняються від таких виділень, а потім заміщуються іншими дислокаціями, які переміщуються аналогічно попереднім (рис. 5). Спостерігається відхід границь зерен від коагулюючих виділень других фаз, що вперше відмічено Т. Г. Березіною [3]. Початковий процес рекристалізації відбувається в структурі зварних з'єднань при їх напрацюванні більш ніж 250 тис. год. Локально зникають ділянки границь зерен там, де є збільшений рівень їх вільної енергії, у тому числі в місцях контакту з коагулюючими виділеннями  $M_{23}C_6$  [4].

Виявили, що розміри субзерен, в об'ємі зерен, характерні індивідуально для кожної ділянки ЗТВ, а також для металу шва та основного металу. Їх розміри, при порівнянні відповідних структур ділянок, мають значні відміни. Найбільший розмір субзерен відмічається в структурі ділянки неповної перекристалізації та перегріву. Кількість субграниць в більшій мірі зростає на першій не-встановленій стадії повзучості та в меншій — на встановленій. Проте, на встановленій стадії повзучості товщина ліній субграниць збільшується, в найбільшій мірі на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ.

Маневрений режим експлуатації (пуски-зупинки) сприяє появі в металі паропроводів та їх

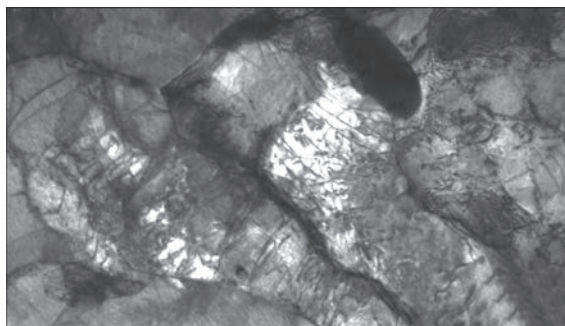


Рис. 5. Взаємодія дислокацій з виділеннями других фаз. Структура ( $\times 50000$ ) ділянки перегріву сталі 15Х1М1Ф,  $\epsilon = 3\%$  (напрацювання 280 тис. год)



зварних з'єднань особливостей втоми. Збільшення кількості вакансій також сприяє прискореному сходженню дислокацій та утворенню субзеренної структури. Травлення границь зерен (напрацювання паропроводів більш ніж 270 тис. год) стає більш чітким, а травлення безпосередньо зерен зменшується. Лінійні дислокації вибудовуються по границям блоків у вигляді вертикальних стінок з малими кутами нахилу (див. рис. 1). Значна частина дислокацій анігілює [5].

У процесі тривалої експлуатації паропроводів в умовах повзучості (більше 270 тис. год) масова деформація паропроводів складає приблизно 0,5...0,7 %, а деформація ділянок ЗТВ — 0,7...8 % [1, 6]. Механізм пластичної деформації металу зварних з'єднань доцільно розглядати шляхом використання теорії дислокацій [7, 8].

Дислокація при проходженні під дією дотичних напружень через кристал  $\alpha$ -фази виконує роботу  $\tau$ . Ефективна сила, яка забезпечує рух дислокацій, складає  $F = \tau \bar{b}$ , де  $\bar{b}$  — вектор Бюргерса. Прикладена напруга  $\sigma$ , паралельна до  $\bar{b}$ , під дією сили  $F_{\pi} = \sigma \bar{b}$  обумовлює переповзання дислокацій,  $F_{\pi} = \sigma \bar{b}$ . Переповзання дислокацій проходить шляхом виділення або приєднання до півплощини атомів хрому та молібдену, а також шляхом утворення вакансій. Приймаючи в кристалі  $\alpha$ -фази, як рівноважну, вихідну концентрацію атомів хрому та молібдену  $C_0$ , аналогічно концентрації вакансій, а їх дійсну концентрацію  $C_1$  (після певного напрацювання), запишемо зміну вільної енергії  $kT \ln(C_1/C_0)$ , де  $k$  — постійна Больцмана,  $T$  — абсолютна температура. Переповзання дислокацій під дією сили  $F_{\pi}$  відбувається при наявності градієнта концентрацій хрому та молібдену

$$F_{\pi} = \frac{kT}{b^2} \ln \frac{C_1}{C_0}.$$

Шляхом використання поверхневого мікронзондового аналізу встановили, що після напрацювання зварних з'єднань більше ніж 276 тис. год концентрація хрому (сегрегація) в приграничних зонах зерен  $\alpha$ -фази може складати 3,0...4,0 %, а в центральних 0,2...0,4 % [1]. Виявили, що сегрегація молібдену починає помітно зростати після напрацювання зварних з'єднань більше 260 тис. год, що приводить до збільшення пороутворення. Відмітимо, що рівень сегрегації в зразках, випробуваних на повзучість або тривалу міцність та вирізаних з дійсних паропроводів, стосовно однакового їх напрацювання, помітно відрізняється.

У кристалах  $\alpha$ -фази переміщення дислокацій реалізується за двома пов'язаними механізмами: переповзання та ковзання. При переповзанні дислокацій приєднання та відділення атомів (переважно хрому та молібдену), а також переміщення вакансій відбувається на сходинах півплощини.

Одночасно на півплощині утворюються пороги, які володіють здатністю переміщуватися без зміни їх форми. Рух дислокацій, які проходять потенціальні перешкоди, контролюється силами Пайєрлса. Встановлену концентрацію дислокацій в металі зварних з'єднань розглядали як густину дислокацій, тобто, як загальну довжину всіх дислокацій в одиницю об'єму. Виявили, що густина дислокацій на ділянках ЗТВ, а також в металі шва та в основному металі помітно відрізняється (див. рис. 2, 3, 6). Наприклад, середня густина дислокацій на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ складала приблизно  $10^9 \text{ см}^{-2}$ , а в металі шва близько  $10^8 \text{ см}^{-2}$ . При формуванні густини важливу роль відіграє швидкість переповзання дислокацій, що залежить від об'ємної дифузії (самодифузії хрому та молібдену), а також від анігіляції дислокацій. Локальне усунення границь зерен (див. рис. 4) в значній мірі залежить від зернограничної дифузії, інтенсивність якої в умовах повзучості значно вища, ніж об'ємної [1].

При вивченні пластичної деформації металу зварних з'єднань враховували: особливості структурного стану ділянок ЗТВ, металу шва та основного металу; кількість рухливих дислокацій у кристалі  $\alpha$ -фази; середню швидкість руху дислокацій; залежність зміни густини дислокацій та швидкості їх руху від напруження, часу, температури та дифузійного переміщення легуючих елементів.

Рівень пластичної деформації ( $\gamma$ ) у кристалі  $\alpha$ -фази визначали як деформацію зсуву  $\gamma = bN\bar{x}$ , де  $b$  — зміщення, викликане рухом дислокацій через весь об'єм кристалу,  $N$  — густина дислокацій, які проходять через одиничний поперечний переріз кристалу,  $\bar{x}$  — середнє переміщення дислокацій.

В умовах повзучості швидкість деформації металу ділянок ЗТВ, а також металу шва та основного металу, яка залежить від тривалої експлуатації зварних з'єднань, значно відрізняється (рис. 7). Швидкість деформації залежить також від їх структурного стану (рис. 8). Визначення швидкості деформації слід здійснювати для розробки способів її зменшення:

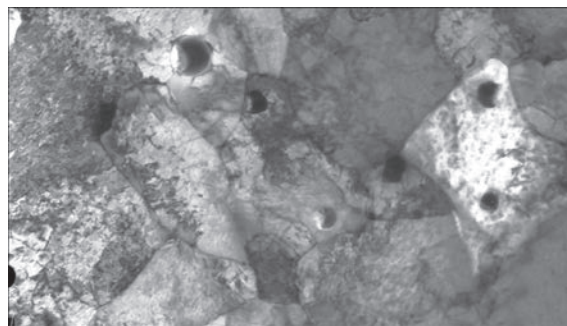


Рис. 6. Дислокаційна структура ( $\times 20000$ ) металу шва. Сітка помітна на окремих фрагментах субзерен  $\alpha$ -фази (на сталі 10ХМФ),  $\varepsilon = 0,7\%$

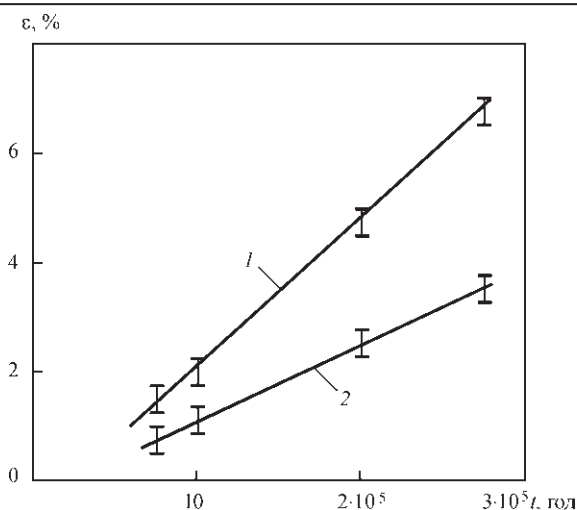


Рис. 7. Залежність деформації  $\varepsilon$  від терміну експлуатації зварних з'єднань сталі 12X1MF: 1 — метал ділянки неповної перекристалізації ЗТВ; 2 — ділянки перегріву

$$\frac{\partial \gamma}{\partial t} = bNV,$$

де  $V$  — швидкість деформації.

Доцільно, щоб зварювальний нагрів та наступний відпуск забезпечили утворення такої дислокаційної будови, яка забезпечує більш високі фізичні та механічні властивості зварних з'єднань. Такі властивості можна отримати шляхом формування вихідної структури, зміст якої — 75...90 % бейніту, ферит — залишкове, з рівномірним розподілом виділень других фаз по тілу зерен  $\alpha$ -фази, а також по їх границям. Недопустимо мати в металі шва локально згруповані та збільшені за розмірами феритні зерна. На ділянці сплавлення ЗТВ зварювальний нагрів повинен забезпечити плавний перехід між структурами металу шва та основного металу, а також відсутність збільшених феритних зерен. На ділянці перегріву бал аустенітного зерна не повинен бути менше 5-го (ГОСТ 5639–82). На ділянці неповної перекристалізації нові продукти розпаду аустеніту у вигляді ланцюжків глобуляризованого перліту не допускаються. Наведені складові вихідної структури сприяють збільшенню інтенсивності фізико-хімічних процесів і відповідно структурним перетворенням, і тому їх слід вважати браковочними.

Для уточнення залишкового ресурсу зварних з'єднань доцільно комплексно вивчити основні закономірності впливу дислокаційної структури на їх експлуатаційні характеристики. Доцільно виявити, як діють на дислокаційну будову наступні фактори: зміцнення шляхом легування  $\alpha$ -фази; дисперсійне зміцнення; пружна взаємодія дислокацій з точечними дефектами та хмарами Коттрелла; хімічна взаємодія дислокацій з розчинними атомами та хмарами Сузукі; зміцнення в резуль-

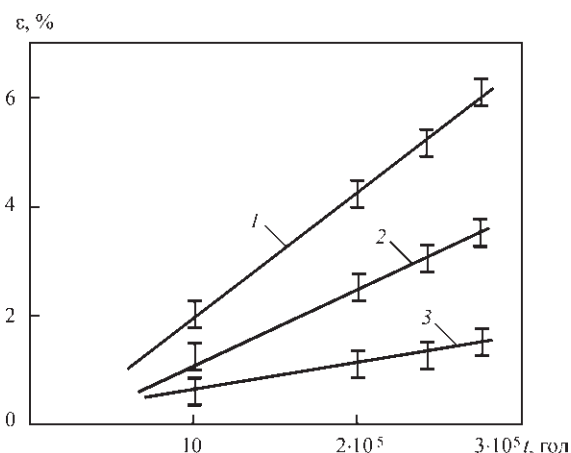


Рис. 8. Залежність деформації металу ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань сталі 15X1M1F від терміну експлуатації: 1 — глобуляризований перліт; 2 — сорбіт; 3 — тростіт

таті упорядкування елементів впровадження в полі напружень.

## Висновки

1. Виявили, що збільшення стабільності структури зварних з'єднань паропроводів, які тривало експлуатуються в умовах повзучості, можна забезпечити шляхом зміцнюючого впливу дислокацій та виділеннями других фаз.
2. Встановили, що отримання вихідної структури зварних з'єднань з покращеними якісними характеристиками забезпечує суттєве зниження інтенсивності дислокаційних переміщень в кристалах  $\alpha$ -фази.
3. Встановили, що деформація металу на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ в структурі зварних з'єднань є найбільшою та залежить від виду нових продуктів розпаду аустеніту.

## Список літератури

1. Дмитрик В. В., Соболев О. В., Погребной М. А., Сыренко Т. А. (2015) Особенности деградации металла сварных соединений паропроводов. *Автоматическая сварка*, 7, 12–17.
2. Иванова В. С., Гордиенко Л. К., Геминев В. Н. и др. (1965) Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов. Москва, Наука.
3. Березина Т. Г., Шкляров М. И., Штром Ю. Ю. (1992) Оценка ресурса деталей энергооборудования, работающих в условиях ползучести с учетом структурного фактора. *Теплоэнергетика*, 2, 2–5.
4. Дмитрик В. В., Царюк А. К., Коник А. И. (2008) Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений паропроводов в условиях ползучести. *Автоматическая сварка*, 3, 39–43.
5. Glushko A. (2016) Researching of welded steam pipe joints operated for a long time. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, (6), 1(84), 14–20.
6. Хромченко Ф. А. (2002) Ресурс сварных соединений паропроводов. Москва, Машиностроение.
7. Миркин Л. И. (1968) Физические основы прочности и пластичности. Москва, Изд-во Московского университета.

8. Судзуки Т., Есиага Х., Текеути С. (1989) *Динамика дислокаций и пластичность*. Москва, Мир.

## References

1. Dmitrik, V.V., Sobol, O.V., Pogrebnoj, M.A. et al. (2015) Peculiarities of degradation of metal in welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 7, 10–15.
2. Ivanova, V.S., Gordienko, L.K., Geminov, V.N. et al. (1965) *Role of dislocations in strengthening and fracture of metals*. Moscow, Nauka.
3. Berezina, T.G., Shklyarov, M.I., Shtrom, Yu.Yu. (1992) Assessment of service life of electric equipment parts, operating under creep conditions considering structure factor. *Teploenergetika*, 2, 2–5.
4. Dmitrik, V.V., Tsaryuk, A.K., Konik, A.I. (2008) Carbide phases and damageability of welded joints of steam pipelines under creep conditions. *The Paton Welding J.*, 3, 28–32.
5. Glushko, A. (2016) Researching of welded steam pipe joints operated for a long time. *Eastern-Europ. J. of Enterprise Technologies*, (6), 1(84), 14–20.
6. Khromchenko, F.A. (2002) *Resource of welded joints of pipelines*. Moscow, Mashinostroenie.
7. Mirkin, L. I. (1968) *Physical principles of strength and plasticity*. Moscow, MGU.
8. Sudzuki, T., Esinaga, H., Tekeuti, S. (1989) *Dynamics of dislocations and plasticity*. Moscow, Mir.

В. В. Дмитрик<sup>1</sup>, А. В. Глушко<sup>1</sup>, Т. А. Сиренко<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Национальный технический университет  
«Харьковский политехнический институт».  
61002, г. Харьков, ул. Кирпичева, 2.  
E-mail: svarka126@ukr.net

<sup>2</sup>Харьковский машиностроительный колледж.  
61068, г. Харьков, ул. Плехановская, 79.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛЕ  
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ  
ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Структурные изменения в металле сварных соединений паропроводов, длительно эксплуатируемых в условиях по-

лзуности, обуславливают необходимость изучения дислокационных перемещений, проходящих в их структуре. В работе рассмотрены особенности перемещения дислокаций, обеспечивающих деформацию металла участков зоны термического влияния сварных соединений, а также зависимость деформационных изменений от длительности их наработки. Установлено, что дислокационные перемещения и деформации сварных соединений в определенной степени зависят от их исходной структуры. Библиогр. 8, рис. 8.

**Ключевые слова:** сварные соединения паропроводов, структурные изменения, дислокация, карбиды, зона термического влияния, деформация, диффузия, полигонизация

V. V. Dmytryk<sup>1</sup>, A. V. Glushko<sup>1</sup>, T. O. Syrenko<sup>2</sup>

<sup>1</sup>National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute».  
2 Kirpichova str., 61002, Kharkiv, Ukraine.  
E-mail: svarka126@ukr.net

<sup>2</sup>Kharkiv Machine-Building College.  
79 Plekhanivska str., 61068, Kharkiv, Ukraine

STRUCTURAL CHANGES IN METAL  
OF WELDED JOINTS OF STEAM PIPELINES  
AFTER LONG TERM SERVICE

The structural changes in the metal of welded joints of steam pipelines, which have long been operated under the conditions of creeping, make it necessary to study the dislocation displacements occurring in their structure. The work considers the peculiarities of dislocation displacements causing deformation of metal in the areas of heat-affected-zone of welded joints, as well as dependence of deformation changes on duration of their service. It was found that dislocation displacements and deformations of welded joints depend to a certain extent on their original structure. 8 Ref., 8 Figures.

**Key words:** welded joints of steam pipelines, structural changes, dislocation, carbides, heat-affected-zone, deformation, diffusion, polygonization

Поступила в редакцию 07.04.2017

## Международная конференция «Титан 2018: производство, обработка, применение»

11–13 июня 2018 г.

ИЭС им. Е. О. Патона, Киев

Тематика конференции

- ◆ Прогрессивные технологии и оборудование получения титана и слитков сплавов на его основе
- ◆ Деформационная обработка титана
- ◆ Новые сплавы на основе титана и его интерметаллидных соединений
- ◆ Особенности структуры и термической обработки титановых сплавов
- ◆ Аддитивные и порошковые технологии в производстве изделий из титановых сплавов
- ◆ Прогрессивные технологии сварки и пайки изделий и конструкций из титановых сплавов
- ◆ Применение изделий и конструкций из титановых сплавов в авиа- и двигателестроении и других отраслях промышленности

Тел./факс: 044 200-82-77; [www.patonpublishinghouse.com](http://www.patonpublishinghouse.com)

# ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО ЭЛЕКТРОКОНТАКТНЫМ МЕТОДОМ

Е. В. БЕРЕЖНАЯ<sup>1</sup>, В. Д. КУЗНЕЦОВ<sup>1</sup>, В. Д. КАССОВ<sup>2</sup>, П. А. ГАВРИШ<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского». 03056, г. Киев, просп. Победы, 37.

E-mail: elena.kassova07@gmail.com

<sup>2</sup>Донбасская государственная машиностроительная академия.

84313, Донецкая обл., г. Краматорск, ул. Академическая, 72

Поиск оптимизации структуры и свойств наплавленного металла деталей является актуальной задачей, решение которой позволяет повысить их эксплуатационные свойства и продлить рабочий ресурс. Данные исследований в этом направлении при использовании электроконтактной наплавки весьма ограничены. В работе установлено, что склонность наплавленного поверхностного слоя детали (наплавленный металл и ЗТВ) к микропластической деформации является важным фактором определения чувствительности металла к концентрации напряжений. Получена структура наплавленного металла, которая отличается низкой чувствительностью к концентрации напряжений. Показано, что повышение в структуре наплавленного слоя содержания цементита приводит к росту склонности к накоплению дислокаций в ходе микродеформаций, а наличие большого объема свободного феррита позволяет снизить интенсивность накопления дислокаций, уменьшая чувствительность наплавленного металла к концентрации напряжений. Библиогр. 11, табл. 2, рис. 5.

*Ключевые слова:* электроконтактная наплавка, структура поверхностного слоя, микродеформация, концентрация напряжений

Процесс электроконтактной наплавки компактными материалами (проводами, лентами) осуществляется совместным деформированием привариваемого материала и поверхностного слоя детали, нагретых в зоне деформации короткими импульсами тока [1–3]. Перекрытие сварочных точек между собой достигается вращением детали со скоростью, пропорциональной частоте импульсов тока [4]. Таким образом, электроконтактную наплавку следует понимать как совокупность операций нагрева, деформации и охлаждения водой (при необходимости), в результате которых наплавленный слой характеризуется неоднородностью структуры и механических свойств, а также различной чувствительностью к концентрации напряжений [5].

Наличие в наплавленном слое неоднородной структуры, обусловленной спецификой процесса наплавки, приводит к снижению срока службы деталей, эксплуатирующихся в условиях циклических нагрузок [6]. Учитывая, что склонность металла наплавленного слоя к микропластической деформации является важным фактором чувствительности к концентрации напряжений [7], определение оптимальной структуры с точки зрения физического состояния поверхностных слоев (наплавленного слоя и ЗТВ) позволит правильно выбирать технологию восстановления изношенных деталей. Регламентирование комплекса показателей физико-механического характера (механи-

ческие свойства металла поверхностных слоев, микроструктура, остаточные напряжения с созданием благоприятного их распределения в поверхностном слое) является значительным резервом обеспечения надежности восстановленных деталей.

Целью работы является проведение исследований, направленных на выявление микроструктуры, характеризующейся малым сопротивлением микропластической деформации и низкой чувствительностью к концентрации напряжений применительно к выбранной группе восстанавливаемых и наплавочных материалов.

Исследование микропластичности наплавленного металла выполняли на образцах при деформации растяжения. Объектом исследования служили образцы из сталей марок 25, 40 и 40Х, на которые проводили электроконтактную наплавку лентой толщиной 0,5 мм на режимах:  $I_n = 6,0 \dots 6,5$  кА,  $P = 1,25 \dots 1,5$  кН,  $t_{имп} = 0,04 \dots 0,06$  с. Материал лент выбирали идентичным маркам стали образцов: 25 (ГОСТ 3560–73), 40 (ГОСТ 3560–73), 40Х (ГОСТ 21996–76). Наплавленные образцы подвергали термической обработке по различным режимам с целью изменения структуры поверхностного слоя (табл. 1), в результате чего получено 5 групп наплавленных образцов для исследования микропластичности и ее однородности вглубь наплавленного металла и ЗТВ.

Для исследования влияния структуры на микропластичность поверхностных слоев вдоль



Таблица 1. Режимы термической обработки наплавленных образцов для исследования микропластичности (время выдержки 1 ч)

Марка стали подложки	Группа	Режим начальной термообработки		Режим отпуска*	
		$T, ^\circ\text{C}$	Охлаждающая среда	$T, ^\circ\text{C}$	Время выдержки, ч
25	A	880...900	воздух	620	2,5
40	B	860...880	в печи	620	1,5
40X	I	850...870	в печи	640...660	1,5
40X	II	850...870	масло	640...660	1,5
40X	III	850...870	масло	540...560	1,5

\*Охлаждение вместе с печью.

продольной оси образца с помощью микротвердомера ПМТ-3 наносили ряд реперных точек пирамидой под нагрузкой 20 г [6]. Отпечатки наносили через каждые 0,04...0,05 мм, т.е. через расстояния, соизмеримые с размером зерна наплавленного металла исследуемых образцов. Расстояние между отпечатками служило базой для расчета относительных деформаций под действием приложенных нагрузок.

Анализ микроструктуры проводили с помощью металлографического микроскопа МИМ 8 с цифровой фотонасадкой, что позволило определить минимальные нагрузки и соответственно напряжения, которые вызывают видимую пластическую деформацию. После каждого очередного нагружения проводили замеры 150...160 базовых

расстояний (расстояния между отпечатками реперных точек). По данным замеров расстояний между отпечатками определяли изменение этого расстояния при увеличении напряжения в результате приложенной текущей нагрузки.

Экспериментальные результаты исследования микропластической деформации наплавленных образцов в различном структурном состоянии приведены на рис. 1.

Большая микропластическая деформация наплавленных образцов группы А по сравнению с наплавленными образцами, прошедшими термообработку по режимам II, III и нормализацию (рис. 1), свидетельствует о структурном состоянии, обуславливающим повышение вязкости разрушения. Низкие значения напряжений указывают на более высокую подвижность дислокаций. Несмотря на то, что при исследовании микропластической деформации уже при самых малых напряжениях возникали остаточные микродеформации, под микроскопом линии скольжения обнаруживались при достаточно высоких напряжениях (рис. 2).

Характерно, что это напряжение увеличивается с повышением объемного содержания перлита и вместе с понижением температуры отпуска при термообработке по режиму III. В наплавленных образцах группы А образующиеся линии скольжения параллельны. С появлением большого количества перлита изменяется и форма линий скольжения, они приобретают изогнутый характер. Это имеет место тем в большей степени, чем больше объемное содержание перлита.

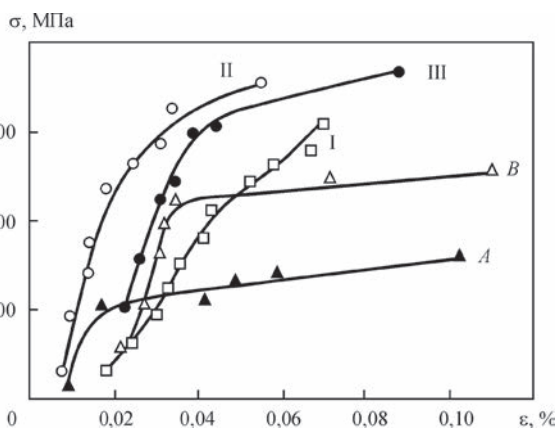


Рис. 1. Экспериментальные данные изменения величины микропластической деформации  $\epsilon$  в наплавленных образцах после термической обработки (см. табл. 1) при увеличении напряжения растяжения  $\sigma$

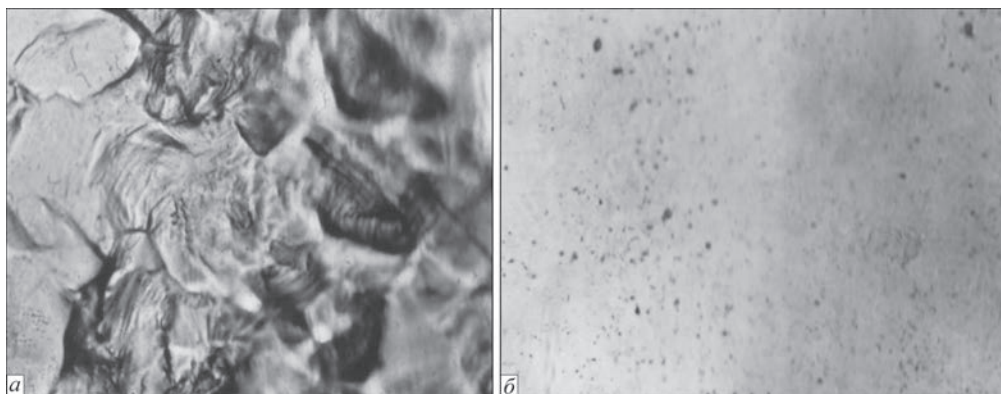


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 500$ ) поверхности наплавленных образцов из стали 40X после отжига (группа I) при максимальном напряжении 602 МПа (а) и после термообработки по режиму II (группа II) при минимальном напряжении 59,804 МПа (б)

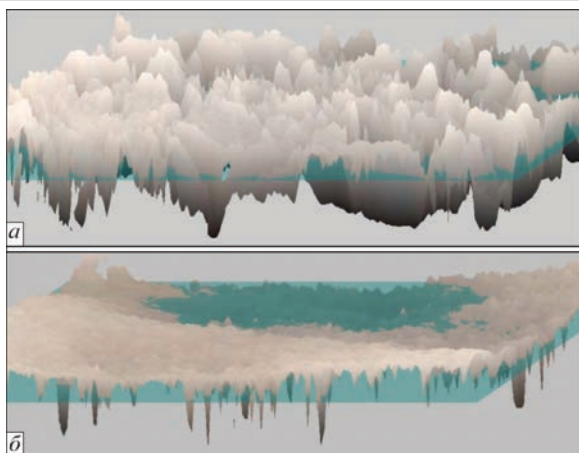


Рис. 3. 3D профили поверхности наплавленных образцов из стали 40X после отжига (группа I) при максимальном напряжении 602 МПа (а) и после термообработки по режиму II (группа II) при минимальном напряжении 59,804 МПа (б)

Линии скольжения в сорбитообразных структурах (наплавленные образцы группы II) изогнуты, появляются постепенно в широком диапазоне напряжений. При высоких напряжениях возрастает и количество объемов с высокой плотностью линий.

Пластическая деформация связана с движением дислокаций. Экспериментально установленные величины напряжений, вызывающие первые акты микропластической деформации, определяют среднюю необходимую величину напряжений для старта дислокаций, обуславливающих микропластическую деформацию. В наплавленных образцах, малочувствительных к концентрации напряжений, малой оказывается необходимая средняя величина напряжений для старта дислокаций. Следовательно, чем меньше величина напряжений, необходимая для начала движения дислокаций, тем менее чувствителен образец к концентрации напряжений. Наиболее высокую склонность к микропластической деформации имеют наплавленные образцы группы А, основная структурная составляющая которых феррит. Это обусловлено наиболее высокой склонностью к движению дислокаций под влиянием приложенных напряжений. В указанных образцах наиболее легко возникает деформация, требуются сравнительно малые напряжения и для старта, и для движения дислокаций в микрообъемах. С увеличением количества цементитной составляющей (перлита) возрастает сопротивление образцов микропластической деформации.

Для наплавленных образцов из стали 25 необходимы наименьшие напряжения для возникновения микропластической деформации — 30,5 МПа (см. рис. 1). В наплавленных образцах с большим содержанием в структуре цементита эти напряжения выше. Особенно они высоки для образцов, которые после наплавки подверглись термической обработке с получением сорбита и троостита отпуска. Например, для наплавленных образцов из

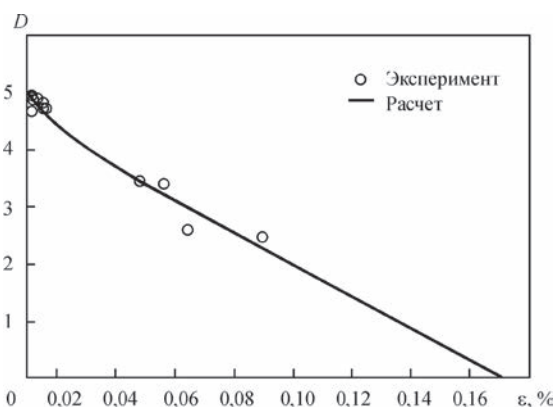


Рис. 4. Изменение коэффициента упрочнения  $D$  в зависимости от средней суммарной микропластической деформации  $\varepsilon$  наплавленных образцов из стали 25 в нормализованном состоянии (группа А)

стали 40X с сорбитом отпуска (II группа) минимальные напряжения для возникновения микропластической деформации составляют 59,804 МПа (см. рис. 2, б), а для тех же образцов с трооститом отпуска (III группа) — 201,16 МПа (см. рис. 1).

Морфологию поверхности наплавленного слоя, в зависимости от приложенной нагрузки, удобно наблюдать, используя метод послойной микроскопии, который позволяет получать топографические рельефы объемных объектов. 3D профиль поверхности (рис. 3) показывает, что уже при минимальных напряжениях заметна значительная неравномерность распределения микродеформаций по поверхности исследуемого наплавленного образца, подвергнутого термической обработке, что свидетельствует о повышенной склонности к концентрации напряжений.

Затруднение движению дислокаций в поверхностном слое наплавленного металла приводит к образованию единичных пиков различной величины, хаотично рассредоточенных вдоль поверхности, т. е. к образованию концентраторов напряжений по всей поверхности (рис. 3). При максимальных напряжениях морфология поверхности свидетельствует о росте габаритов неровностей поверхности со значительным увеличением отдельных пиков и частоты неровностей (см. рис. 3, а). Рост высот неровностей

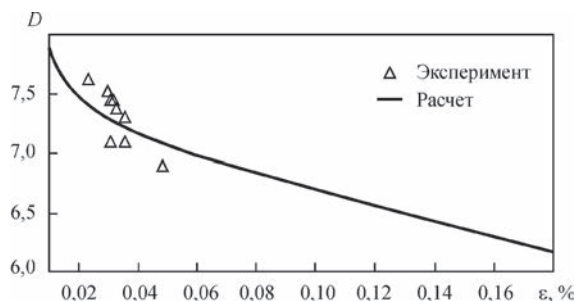


Рис. 5. Изменение коэффициента упрочнения  $D$  в зависимости от средней суммарной микропластической деформации  $\varepsilon$  наплавленных образцов из стали 40X после термообработки по режиму III (группа III)

Таблица 2. Уравнения, аппроксимирующие зависимость экспериментальных данных коэффициента упрочнения от степени относительной деформации

Металл наплавки на стали	Термообработка	Группа	Структура	Вид уравнения
25	Нормализация	A	Феррит + перлит	$D = 4,6226 - 27,1629\epsilon_i + \frac{0,0068}{\epsilon_i}$
40	Нормализация	B	Перлит + феррит	$D = 4,7773 - 42,8378\epsilon_i + \frac{0,0121}{\epsilon_i}$
40X	Отжиг	I	Перлит + феррит	$D = 6,643 - 45,5734\epsilon_i + \frac{0,0068}{\epsilon_i}$
40X	Термообработка по режиму II	II	Сорбит	$D = 6,7291 - 48,2929\epsilon_i + \frac{0,0023}{\epsilon_i}$
40X	Термообработка по режиму III	III	Троостит	$D = 5,2241 - 6,10107\epsilon_i + \frac{0,0074}{\epsilon_i}$

может быть следствием высокого сопротивления движению дислокаций.

Существует связь между поведением дислокаций (их движением, накоплением у препятствий) и модулем пластичности. В частности, чем больше модуль пластичности, тем быстрее накапливаются дислокации и тем выше чувствительность материала к концентрации напряжений [8, 9]. Модуль пластичности (коэффициент упрочнения) определяли с использованием методов моделирования в программной среде StatSoftStatisticaV6.0 (табл. 2, рис. 4, 5).

Таким образом, величины коэффициента упрочнения при микропластической деформации неодинаковы для разных структурных состояний и степени деформации, что согласуется с данными работ [10, 11]. Из исследованных образцов образцы группы А характеризуются наименьшим коэффициентом упрочнения (см. рис. 4), а наибольший коэффициент упрочнения имеют наплавленные образцы в состоянии после термообработки по режиму III (см. рис. 5). С увеличением степени деформации коэффициент упрочнения снижается во всех исследованных структурных состояниях, что указывает на зависимость процесса пластического течения от степени микродеформации.

Проведенные исследования склонности наплавленного металла в различных структурных состояниях к микропластической деформации позволили выявить структуру наплавленного металла, которая является наименее чувствительной к концентрации напряжений. Так, с увеличением в структуре цементитной составляющей повышается чувствительность металла к концентрации напряжений, а наличие в структуре наплавленного слоя свободного феррита снижает интенсивность накопления дислокаций в ходе микродеформаций и, как следствие, чувствительность наплавленного металла к концентрации напряжений снижается. Результаты

исследований данной работы использованы при выборе рациональной технологии восстановления деталей.

## Выводы

1. Исследовано влияние структуры на микропластичность образцов, наплавленных электроконтактной наплавкой. Показано, что наплавленный металл, в котором в процессе микродеформации не столь интенсивно накапливаются условия, препятствующие движению дислокаций, менее склонен к концентрации напряжений.

2. Экспериментально подтверждено влияние коэффициента упрочнения на чувствительность к концентрации напряжений применительно к образцам, наплавленным лентами из конструкционных углеродистых сталей с последующей термической обработкой. Установлено, что наиболее высокое сопротивление микропластической деформации наблюдается в наплавленных образцах после их термической обработки с получением сорбита и троостита, что связано с более развитой неравномерностью распределения микродеформаций по поверхности образца и увеличением числа препятствий для движения дислокаций.

## Список литературы

1. Бурак П. И. (2007) Движущие силы схватывания и образования процесса соединения поверхностей при электроконтактной приварке. *Международный технико-экономический журнал*, 4(4), 33–37.
2. Сайфуллин Р. Н. (2008) Восстановление деталей машин электроконтактной приваркой металлопорошковых композиций. *Техника в сельском хозяйстве*, 2, 26–28.
3. Сайфуллин Р. Н. (2009) Восстановление деталей электроконтактной приваркой порошковой проволоки. *Механизация и электрификация сельского хозяйства*, 1, 27–28.
4. Понтиленко Ф. И., Лялякин В. П., Иванов В. П., Константинов В. М. (2003) *Восстановление деталей машин. Справочник*. Москва, Машиностроение.



5. Черноиванов В. И., Лялякин В. П. (2003) *Организация и технология восстановления деталей*. Москва, ГОСНИТИ.
6. Головин С. А., Пушкар А. (1980) *Микропластичность и усталость металлов*. Москва, Металлургия.
7. Мадьянов С. А., Калинин В. Р., Краев А. П., Малиновская С. Г. (1990) Исследование микропластической деформации как метод оценки охрупчивания металлов. *Сб. Механика и физика разрушения хрупких материалов*, Киев, сс. 33–38.
8. Исаев Н. В., Шумилин С. Э., Забродин П. А. и др. (2013) Деформационное упрочнение и скачкообразная деформация ультрамелкозернистых поликристаллов твердого раствора Al–Li при температуре 0,5 К. *Физика низких температур*, 39, 7, 818–826.
9. Маркашова Л. И., Алексеенко Т. А., Жданов С. Л., Ганева Т. В. (2013) Влияние внешнего статического нагружения на изменение параметров структуры металла участка перегрева ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей. *Вісник Чернігівського державного технологічного університету*, 1 (63), 87–92.
10. Терентьев В. Ф. (2006) Усталость высокопрочных сталей. Ч. 1. Корреляция с пределом прочности, вид кривых и зарождение трещин. *Деформация и разрушения материалов*, 8, 2–11.
11. Chapetti M. D., Tagawa T., Miyata T. (2003) Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels. Part 1: Revive and analysis of the mechanism of failure. *Materials Science and Engineering*. A., 356, 1-2, 227–235.

## References

1. Burak, P.I. (2007) Driving forces of cohesion and formation of surface bonding process in electric resistance welding-on. *Intern. Techn. and Economic J.*, 4(4), 33–37.
2. Sajfullin, R.N. (2008) Restoration of machine parts by electric resistance welding-on of metal-powder compositions. *Tekhnika v Selskom Khozyajstve*, 2, 26–28.
3. Sajfullin, R.N. (2009) Restoration of parts by electric resistance welding-on with flux-cored wire. *Mekhanizatsiya i Elektrifikatsiya Selskogo Khozyajstva*, 1, 27–28.
4. Pontileenko, F.I., Lyalyakin, V.P., Ivanov, V.P. et al. (2003) *Restoration of machine parts: Refer. book*. Moscow, Mashinostroenie.
5. Chernoiivanov, V.I., Lyalyakin, V.P. (2003) *Organizing and technology of restoration of parts*. Moscow, GOSNITI.
6. Golovin, S.A., Pushkar, A. (1980) *Microplasticity and fatigue of metals*. Moscow, Metallurgiya.
7. Madyanov, S.A., Kalinin, V.R., Kraev, A.P. (1990) Examination of microplastic deformation as a method of evaluation of metal embrittlement. In: *Mechanics and physics of fracture of brittle materials*: Transact. Kiev, p.p. 33–38.
8. Isaev, N.V. Shumilin, S.E., Zabrodin, P.A. et al. (2013) Strain hardening and stepwise deformation of ultrafine-grained polycrystals of solid solution Al–Li at temperature of 0.5 K. *Fizika Nizkikh Temperatur*, 39(7), 818–826.
9. Markashova, L.I., Alekseenko, T.A., Zhdanov, S.L. et al. (2013) Influence of external static loading on change of metal structure parameters of over-heat area in HAZ of high-strength steel welded joints. *Visnyk Chernigiv. Derzh. Tekhnol. Un-tu*, 1(63), 87–92.
10. Terentiev, V.F. (2006) Fatigue of high-strength steels. Part 1: Correlation with ultimate strength, types of curves and crack initiation. *Deformatsiya i Razrusheniya Materialov*, 8, 2–11.
11. Chapetti, M.D., Tagawa, T., Miyata T. (2003) Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels. Part 1: Revive and analysis of the mechanism of failure. *Mater. Sci. & Engin. A.*, 356(1-2), 227–235.

О. В. Бережна<sup>1</sup>, В. Д. Кузнецов<sup>1</sup>,  
В. Д. Кассов<sup>2</sup>, П. А. Гавриш<sup>1</sup>

<sup>1</sup>НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського».  
03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37.

E-mail: kuznet-sov@kpi.ua

<sup>2</sup>Донбаська державна машинобудівна академія.  
84313, Донецька обл., м. Краматорськ, вул. Академічна, 72

## ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ МЕТАЛУ, НАПЛАВЛЕНОГО ЕЛЕКТРОКОНТАКТНИМ МЕТОДОМ

Пошук оптимізації структури та властивостей наплавленого металу деталей є актуальною задачею, рішення якої дозволяє підвищити їх експлуатаційні властивості та подовжити робочий ресурс. Дані досліджень у цьому напрямку при використанні електроконтактного наплавлення вельми обмежені. В роботі встановлено, що здатність наплавленого поверхневого шару деталі (наплавлений метал та зона термічного впливу) до мікропластичної деформації є важливим фактором схильності до концентрації напружень. Отримано структуру наплавленого металу, яка відрізняється низькою чутливістю до концентрації напружень. Показано, що підвищення в структурі наплавленого шару вмісту цементиту призводить до зростання схильності до накопичення дислокацій в ході мікрореформацій, у той час, як наявність великого обсягу вільного фериту дозволяє знизити інтенсивність накопичення дислокацій в ході мікропластичної деформації, зменшуючи чутливість наплавленого металу до концентрації напружень. Бібліогр. 11, табл. 2, рис. 5.

**Ключові слова:** електроконтактне наплавлення, структура поверхневого шару, мікрореформація, концентрація напружень

E. V. Berezhnaya<sup>1</sup>, V. D. Kuznetsov<sup>1</sup>,  
V. D. Kassov<sup>2</sup>, P. A. Gavrish<sup>2</sup>

<sup>1</sup>NTTU Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute.  
37 Pobedy Ave., 03056, Kiev, Ukraine.  
E-mail: Elena.kassova07@gmail.com

<sup>2</sup>Donbass State Machine-Building Academy.  
72 Akademicheskaya str., 84313, Donetsk region,  
Kramatorsk, Ukraine

## INVESTIGATION OF MICROPLASTIC DEFORMATION OF METAL DEPOSITED BY ELECTRIC CONTACT METHOD

The search for optimization of the structure and properties of the deposited metal of parts is an urgent task, the solution of which allows increasing their service properties and extending the service life. The data of investigations in this direction in using the electric contact surfacing are very limited. It was found in the work that the tendency of the deposited surface layer of a part (deposited metal and HAZ) to microplastic deformation is an important factor in determination of metal sensitivity to stress concentration. A structure of the deposited metal was obtained, which has a low sensitivity to stress concentration. It was shown that increase in the content of cementite in the structure of deposited layer leads to increased tendency of accumulating dislocations during microdeformations, and the presence of a large volume of free ferrite allows decreasing the intensity of accumulating dislocations, reducing sensitivity of the deposited metal to stress concentration. 11 Ref., 2 Tables, 5 Figures.

**Key words:** electric contact surfacing, structure of the surface layer, microdeformation, stress concentration

Поступила в редакцію 13.09.2017

# ГИБРИДНАЯ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ СВАРКА ТОНКОСТЕННЫХ ПАНЕЛЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

**В. Н. КОРЖИК**

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

Актуальность данной работы связана с необходимостью разработки доступной высокопроизводительной технологии сварки тонкостенных судовых панелей из сплавов системы Al–Mg, которая позволит минимизировать характерный для традиционных дуговых способов сварки эффект ухудшения прочностных характеристик получаемых соединений, а также уменьшать ширину сварных швов и погонную энергию их сварки без существенного увеличения стоимости сварочного оборудования. На основании проведенных автором исследований предложена технология гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом с осевой подачей проволоки через полый кольцевой электрод, позволяющая получать соединения тонкостенных (5...8 мм) судовых панелей из алюминиевых сплавов системы Al–Mg, с прочностью выше 80 % прочности основного металла и на 3...6 % выше прочности, обеспечиваемой импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом. Разработанная технология позволяет повышать производительность изготовления судовых панелей толщиной 5...8 мм по сравнению с применяемой в настоящее время импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом за счет повышения скорости сварки на 25...40 % и устранения необходимости в выполнении разделки кромок. Показано, что использование гибридной плазменно-дуговой сварки по сравнению с традиционной сваркой дугой с плавящимся электродом при одинаковой скорости ведения процесса позволяет уменьшить ширину шва примерно на 20 % и снизить на 10...15 % количество используемой для формирования шва проволоки. При этом на 20...30 % уменьшается величина погонной энергии сварки, что способствует повышению прочностных характеристик и уменьшению ширины зоны разупрочнения основного металла под воздействием тепла сварочной дуги. Библиогр. 10, табл. 3, рис. 5.

*Ключевые слова:* алюминиевые сплавы, плазма прямого действия, дуга с плавящимся электродом, гибридная сварка, режим сварки, твердость швов, прочность соединений

Алюминий и его сплавы широко применяются в современном судостроении. Из них изготавливают корпуса кораблей, палубные надстройки, коммуникационные системы и различного рода судовое оборудование [1]. Основное преимущество, получаемое при этом, снижение массы судов до 50...60 % по сравнению с применением стали. В результате появляется возможность повысить грузоподъемность судна или улучшить его тактико-технические характеристики (маневренность, скорость и т. д.).

Наиболее широкое применение среди алюминиевых сплавов для изготовления конструкций речного и морского флота находят сплавы системы Al–Mg (например, 1530 (AMg3), 1550 (AMg5), 1560 (AMg6) и 1561 (AMg61)). Эти сплавы характеризуются хорошей свариваемостью. С повышением содержания магния коэффициент трещинообразования при сварке уменьшается. Однако сварные соединения этих сплавов, полученные традиционными дуговыми способами сварки, ослаблены по сравнению с основным материалом [2]. Это, в первую очередь, относится к характеристикам прочности и пластичности, что может привести к негативным последствиям при изготовлении морских судов. Целесообразно разработать доступную высокопроизводительную сварочную технологию, позволяющую минимизировать эф-

фект ухудшения прочностных характеристик получаемых соединений сплавов системы Al–Mg, а также уменьшать ширину сварных швов и погонную энергию их сварки без существенного увеличения стоимости сварочного оборудования.

Одним из сварочных процессов, позволяющих решить поставленную задачу, является гибридная плазменно-дуговая сварка дугой с плавящимся электродом [3]. Этот процесс впервые был представлен в апреле 1972 г. Вильгельмом Эссерсом и другими в исследовательском центре Philips (Нидерланды) [4]. При таком способе сварки образуется гибридный источник нагрева, состоящий из сжатой дуги прямого действия, охватывающей дугу с плавящимся электродом. Дополнительное сжатие последней обеспечивает высокую скорость плавления проволоки и значительное снижение разбрызгивания. Применение такого процесса для изготовления конструкций из алюминиевых сплавов может обеспечить формирование мелкозернистых структур швов, а также высокие качество и производительность сварки [5].

В ранних конструкциях головок для гибридной плазменно-дуговой сварки дугой с плавящимся электродом применялся обычный штывревой неплавящийся электрод. В современных конструкциях для повышения стабильности процесса сварки его заменили на полый — трубчатый или кольцевой [6]. Современный модифици-

Таблица 1. Химический состав свариваемых образцов ( $\delta = 5$  и  $8$  мм), мас. %

Сплав	Нормативный документ	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Cr	Zn	Ti	Zr	Be
5083	EN 573-3	4,0...4,9	0,4...1,0	0,1	0,4	0,4	0,05...0,25	0,25	0,10...0,15	-	0,005
1561 (AMg61)	ОСТ 1 92014-90	5,5...6,5	0,7...1,1	0,1	0,4	0,4	-	0,2	-	0,02...0,12	0,0001...0,003

Таблица 2. Химический состав электродной проволоки (диаметром 1,2 и 1,6 мм), мас. %

Марка	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Cr	Zn	Ti	Zr	Be
ER5356	4,5...5,5	0,08...0,2	0,1	0,4	0,4	0,05...0,25	0,1	0,06...0,20	-	0,0005
Св-AMg61	5,8...6,8	0,5...0,8	0,1	0,4	0,25	-	0,2	0,02...0,10	-	0,0002...0,005
Ok. Autrod 18.22	5,5...6,2	0,8...0,9	0,05	0,2	0,4	-	0,2	0,02...0,20	0,02...0,10	0,005

рованный процесс гибридной плазменно-дуговой сварки еще не получил достаточно широкого распространения, однако активно изучается исследователями [7]. Технологии сварки различных материалов этим способом также находятся на стадии разработки.

Целью данной работы послужило создание такой технологии изготовления тонкостенных (5...8 мм) судовых панелей из алюминиевых сплавов системы Al-Mg на основе гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом с осевой подачей проволоки, которая позволит устранить характерное для дуговых способов разрушение металла сварных соединений.

Для достижения поставленной цели был проведен ряд технологических исследований процессов гибридной плазменно-дуговой сварки (Плазма-МИГ) и импульсной сварки плавящимся электродом на токе обратной полярности (МИГ), в которых использовали алюминиево-магниевого сплавы марок 5083 и 1561 толщиной 5 и 8 мм с прочностью до 370 МПа. В качестве электродных проволок применяли проволоки из сплавов марки 5356 (для сплава 5083), а также Св-AMg61 или ее европейский аналог Ok. Autrod 18.22 (производство фирмы «ESAB») (для сварки сплава 1561). Химические составы указанных сплавов приведены в табл. 1, 2.

Режимы подбирали на образцах размером 400×200× $\delta$  мм, выполненных из указанных в табл.1 сплавов. Отрабатывали режимы сварки стыковых соединений листов толщиной  $\delta = 5$  и 8 мм. Для предварительной подборки режимов выполняли наплавочные швы, после выбора параметров режима проводили сварку стыков. Для толщины 5 мм разделку кромок не выполняли. Для толщины 8 мм выполняли Y-образную разделку кромок с углом раскрытия 60° и притуплением 2 мм только в случае импульсной сварки плавящимся электродом, поскольку гибридный процесс и в этом случае обеспечивал качественную сварку без разделки. Для формирования нижнего валика усиления использовали удаляющиеся подкладки из немагнитной аустенитной стали

— для сварки образцов  $\delta = 5$  мм размер канавки в подкладке составлял 6,0×2,0 мм, а для сварки образцов  $\delta = 8$  мм — 8,0×3,0 мм.

Для проведения экспериментов применяли разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона специализированный комплекс оборудования, в состав которого входили [8]: инверторный сварочный источник питания для аргонодуговой сварки неплавящимся электродом ТИГ AC-DC EVO 450/T Robot, плазменный модуль FPM, EVO Speed Star 520 TS Robot, блоки автономного охлаждения, плазматрон для машинной гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом с осевой подачей проволоки, многопозиционный лабораторный манипулятор на базе сварочной колонны и вращателя, общая система управления комплексом гибридной сварки. Сварку выполняли согласно технологической схеме, приведенной на рис. 1, а. При этом достигался эффект дополнительного обжаривания дуги с плавящимся электродом сжатой дугой полого неплавящегося электрода рис. 1, б [9].

Диаметр плазмообразующего сопла изменяли в пределах 6...10 мм. Конструкция анода была составной, представляющей собой медный корпус со вставкой из вольфрама диаметром 6,0 мм. Для подачи электродной проволоки в вольфраме было выполнено отверстие диаметром 4,0 мм. Во всех опытах расстояние между плазмообразующим соплом и образцом составляло 6,0 мм. Это расстояние выбрано из условия обеспечения вылета электрода (расстояния от токоподводящего наколенника для электродной проволоки) в диапазоне 16...18 мм. При этом достигается минимальное забрызгивание плазмообразующего и защитных сопел гибридного плазматрона.

Критерием пригодности швов для последующих механических испытаний являлось соответствие требованиям к допустимым поверхностным дефектам согласно результатам внешнего осмотра и измерений согласно требований [10] и ГОСТ 14806–80.

После выполнения наплавочных швов были выбраны режимы гибридной плазменно-дуго-



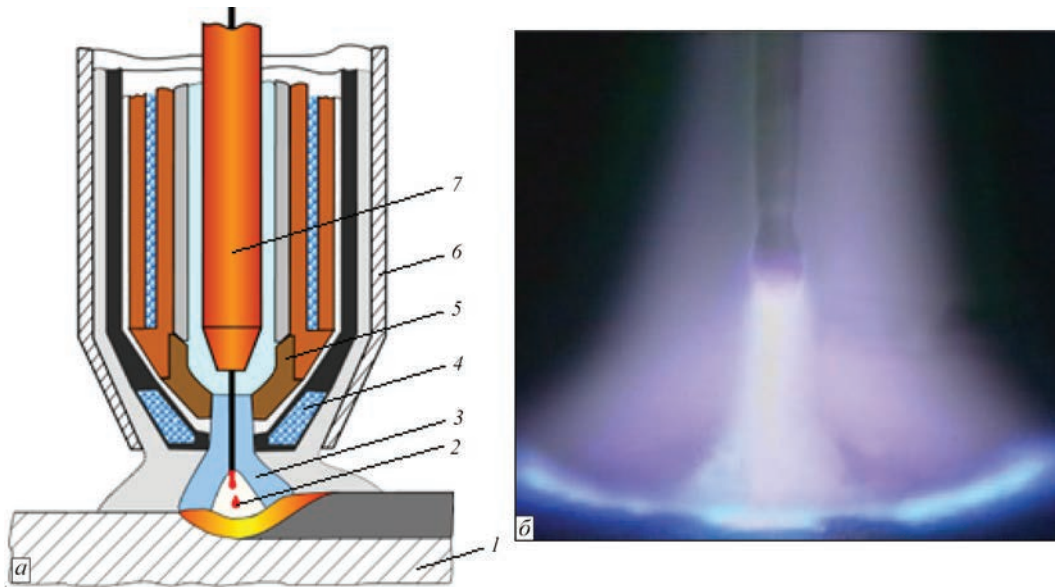


Рис. 1. Технологическая схема процесса (а) гибридной плазменно-дуговой сварки: 1 — свариваемый образец, 2 — дуга с плавящимся электродом, 3 — сжатая дуга прямого действия, 4 — плазмообразующее сопло, 5 — трубчатый электрод плазматрона (анод), 6 — защитное сопло, 7 — подающий мунштук плавящегося электрода; фотография совместного действия сжатой дуги и дуги с плавящимся электродом (б)

вой сварки, на которых затем проводилась встык сварка образцов для механических испытаний. Аналогичные образцы были получены традиционной импульсно-дуговой сваркой с использованием дуги с плавящимся электродом (табл. 3). Сварку вели в нижнем положении в защитной среде аргона с расходом 25...30 л/мин при скоростях 0,3...0,6 м/мин. Сравнивали результаты применения обоих методов (рис. 2, 3).

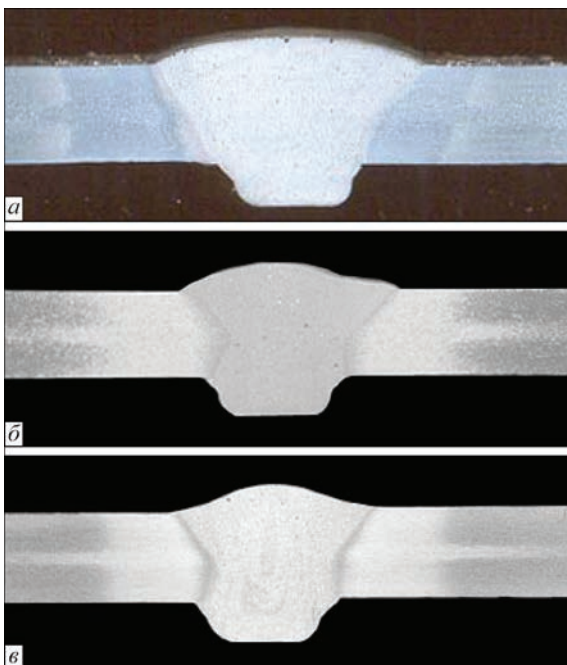


Рис. 2. Поперечные шлифы сварных соединений листов из сплава 1561 ( $\delta = 5,0$  мм), выполненных импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом (а) и гибридной плазменно-дуговой сваркой с электродной проволокой диаметром 1,2 (б) и 1,6 мм (в)

Сравнение погонных энергий сварки плавящимся электродом и гибридной плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов толщиной 5 мм, выполненных с одинаковой скоростью, показывает снижение этого параметра во втором случае примерно на 20...30 % (табл. 3). Сварка гибридным способом сплава 1561 ( $\delta = 5,0$  мм) без разделки кромок позволила повысить скорость процесса до 1,0 м/мин, что на 40 % превосходит традиционную импульсно-дуговую сварку плавящимся электродом (табл. 3). В случае сварки образцов толщиной 8 мм примерное соответствие погонных энергий в обоих случаях делает правомочным сравнение результатов этих процессов, несмотря на различные скорости сварки (табл. 3).

Сварные швы, полученные сваркой плавящимся электродом образцов из сплава 5083 ( $\delta = 8,0$  мм), имели пористость в верхней части швов, при этом их ширина составляла 18,0 мм при

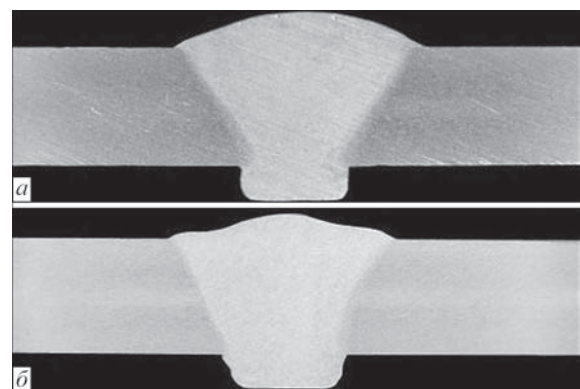


Рис. 3. Поперечные шлифы сварных соединений листов из сплава 1561 ( $\delta = 8,0$  мм), выполненных импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом (а) и гибридной плазменно-дуговой сваркой плавящимся электродом (б)

Т а б л и ц а 3. Параметры режимов сварки плавящимся электродом (МИГ) и гибридной плазменно-дуговой сварки (Плазма-МИГ) сплавов 5083 и 1561

Ско- рость сварки, м/мин	Ток сжа- той дуги, А	Напря- жение сжатой дуги, В	Расход плазمو- образую- щего газа, л/мин	Ток дуги с плавя- щимся электро- дом, А	Напряже- ние дуги с плавящим- ся электро- дом, В	Скорость подачи электрод- ной прово- локи, м/мин	Расход цен- траль- ного газа, л/мин	Тол- щина образ- ца δ, мм	Погонная энергия (Плазма-МИГ) + + МИГ, кДж/м	Диаметр элект- родной проволо- ки, мм
Сплав 5083										
0,6	--	--	--	280	26,5	8,4	--	5,0	0+740	1,6
0,6	115	26	5,0	165	18	7,6	7,0	5,0	300+297	
0,3	--	--	--	251	27,0	9,5	--	8,0	0+1350	
0,4	168	22,8	5,0	213	23,0	7,0	7,0	8,0	570+730	
Сплав 1561										
0,6	--	--	--	253	25,8	8,0	--	5,0	0+650	1,6
0,6	100	25,4	5,0	155	17,4	12,5	7,0	5,0	255+270	1,2
0,6	100	24,6	5,0	165	17,4	7,4	7,0	5,0	246+287	1,6
1,0	178	29,2	3,5	154	18,2	7,5	6,5	4,5	311+170	1,6
0,3	--	--	--	251	27,0	9,5	--	8,0	0+1350	1,6
0,4	155	21,8	5,0	213	23,0	7,0	7,0	8,0	505+730	

высоте усиления 3,0 мм. Уменьшение геометрических размеров швов при выбранной разделке свариваемых кромок было невозможным из-за того, что для достижения соответствующей проплавляющей способности дуги необходим был сварочный ток порядка 250 А, напрямую связанный со скоростью подачи электродной проволоки и, соответственно, определенным количеством вводимого в сварочную ванну металла.

При гибридной плазменно-дуговой сварке плавящимся электродом за счет подбора соотно-

шения величин погонных энергий каждой из составляющих имеется возможность дозировать скорость подачи проволоки так, чтобы обеспечить формирование верхнего и нижнего валиков усиления. При этом необходимая для сквозного проплавления соединяемых листов погонная энергия обеспечивается за счет действия сжатой дуги с неплавящимся электродом. Это позволило при гибридной плазменно-дуговой сварке листов

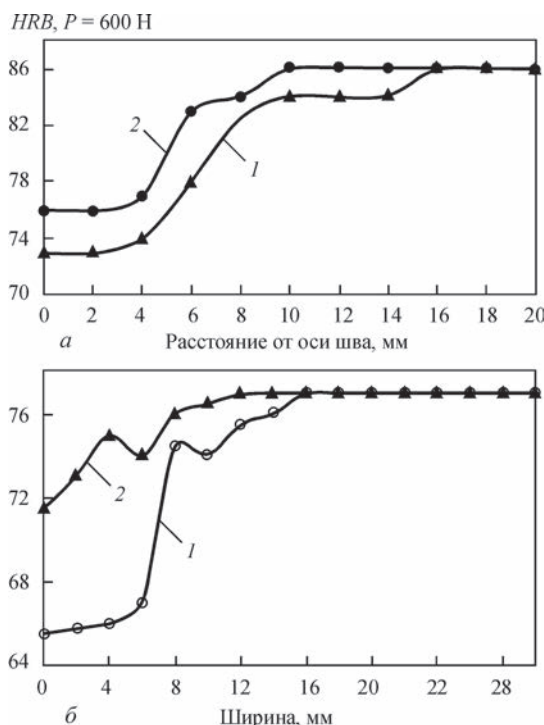


Рис. 4. Распределение твердости в поперечном сечении сварных соединений, полученных сваркой МИГ (1) и Плазма-МИГ (2) образцов: а — из сплава 1561 ( $\delta = 5,0$  мм) при скорости сварки 0,6 м/мин; б — из сплава 5083 ( $\delta = 8,0$  мм) при скоростях сварки 0,3 и 0,4 м/мин, соответственно

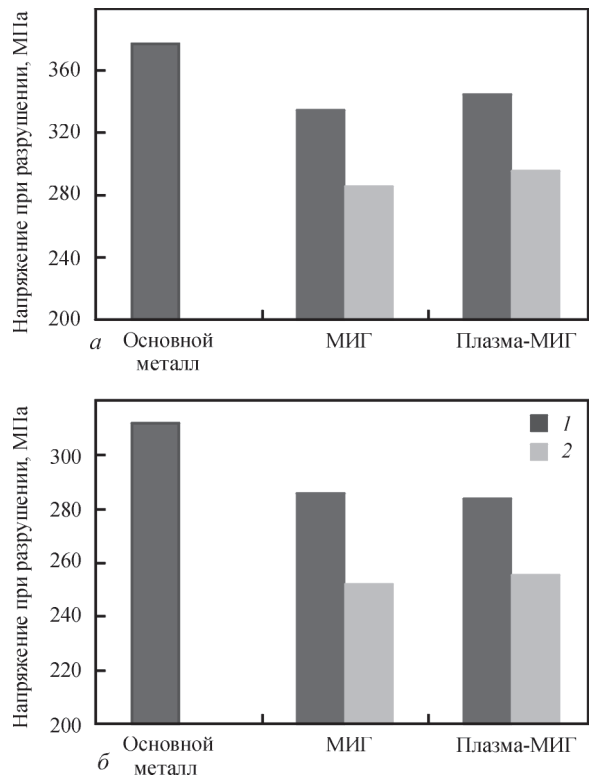


Рис. 5. Показатели прочности при статическом растяжении сварных соединений, полученных сваркой МИГ (1) и Плазма-МИГ (2) образцов: а — из сплава 1561 ( $\delta = 5,0$  мм) при скорости сварки 0,6 м/мин; б — из сплава 5083 ( $\delta = 8,0$  мм) на скоростях 0,3 и 0,4 м/мин, соответственно (1 — сварное соединение; 2 — металл шва)

из сплава 5083 ( $\delta = 8,0$  мм) достичь ширины шва 15,0 мм при высоте усиления шва в 1,7 мм, т. е. уменьшить эти параметры примерно на 20 и 45 % соответственно.

Из стыковых сварных соединений, полученных сравниваемыми способами, вырезали темплеты для проведения микродиаметрического анализа, а также образцы типа ХПв для испытаний на статическую прочность согласно ГОСТ 6996–66. Сравнение распределений твердости в поперечных сечениях сварных соединений, полученных традиционной импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом в среде аргона и гибридной сваркой плавящимся электродом, представлено на рис. 4. Из него следует, что гибридная сварка приводит к некоторому (до 4 % для сплава 1561 и до 8 % для сплава 5083) увеличению твердости соединений.

Сравнение показателей прочности сварных образцов при статическом нагружении со снятым валиком нижнего усиления шва (проплавом), а также со снятыми нижним и верхним усилениями шва для импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом и гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом, представлены на рис. 5. Из этого сравнения следует, что исследуемый способ сварки по сравнению с традиционным позволяет повышать прочность соединений из сплава 1561 до 3 %, а из сплава 5083 до 6 %.

## Выводы

1. На основании проведенных исследований разработана технология гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом с осевой подачей проволоки через полый кольцевой электрод, позволяющая получать соединения тонкостенных (5...8 мм) судовых панелей из алюминиевых сплавов системы Al–Mg, с прочностью выше 80 % прочности основного металла и на 3...6 % выше прочности, обеспечиваемой импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом.

2. Разработанная технология позволяет повышать производительность изготовления судовых панелей толщиной 5...8 мм по сравнению с применяемой в настоящее время импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом за счет повышения скорости сварки на 25...40 % и устранения необходимости в выполнении разделки кромок.

3. Использование гибридной плазменно-дуговой сварки по сравнению с традиционной сваркой дугой с плавящимся электродом при одинаковой скорости ведения процесса позволяет уменьшить ширину шва примерно на 20 % и снизить на 10...15 % количество используемой для формирования шва проволоки. При этом на 20...30 % уменьшается величина погонной энергии сварки, что способствует повышению прочностных харак-

теристик и уменьшению ширины зоны разупрочнения основного металла под воздействием тепла сварочной дуги.

*Работа выполнялась при поддержке Программы иностранных экспертов КНР № WQ20124400119 (Chinese Program of Foreign Experts № WQ20124400119), Программы инновационной группы провинции Гуандун, КНР № 201101C0104901263 (Guangdong Innovative Research Team Program No.201101C0104901263, China), проекта Гуандунской ключевой лаборатории современной технологии сварки № 2012A061400011, КНР (Project of Guangdong Provincial Key Laboratory № 2012A061400011, China).*

## Список литературы

1. Зусин В. Я., Серенко В. А. (2004) *Сварка и наплавка алюминия и его сплавов*. Мариуполь, Рената.
2. Рабкин Д. М. (1986) *Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
3. Essers W. G., Jelmorini G. U.S. Philips Corporation (1975) *Method of plasma-MIG-welding*, New York, NY, USA, Пат. US3891824.
4. Essers W. G., Liefkens A. C. (1972) Plasma-MIG welding developed by Philips. *Machinery and Production Engineering*, **12**, 632–633.
5. Essers W. G., Willems G. A. (1984) Plasma-MIG – schweissen von Aluminium auftragschweissen und Zweielektadens schweissen, von autahl. *DVS-Berichte*, **90**, 9–14.
6. Дедюх Р. И. (2014) Особенности процесса плазменной сварки плавящимся электродом (Обзор). *Сварочное производство*, **5**, 34–39.
7. Yang Tao, Gao Hongming, Zhang Shenghu et al. (2013) The study on plasma-mig hybrid arc behaviour and droplet transfer for mild steel welding. *Reviews on advanced materials science*, **33**, 459–464.
8. Гринюк А. А., Коржик В. Н., Шевченко В. Е. и др. (2016) Гибридные технологии сварки алюминиевых сплавов на основе дуги с плавящимся электродом и сжатой дуги. *Автоматическая сварка*, **5-6**, 107–113.
9. <http://www.dvs-aft.de/Aft/V/V2.3/V2.3.5>. Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e. V. Ausschuss für Technik. Arbeitsgruppe V 2.3.5 «Plasma-MIG-Schweißen».
10. НД 2-020101-040. (2013) *Правила Технического наблюдения за постройкой судов и изготовлением материалов и изделий для судов*. Т. 2. Санкт-Петербург, Российский морской регистр судоходства.

## References

1. Zusin, V.Ya., Serenko, V.A. (2004) *Welding and surfacing of aluminium and its alloys*. Mariupol, Renata.
2. Rabkin, D.M. (1986) *Metallurgy of fusion welding of aluminium and its alloys*. Kiev, Naukova Dumka.
3. Essers, W.G., Jelmorini, G. (1975) *Method of plasma-MIG-welding*. U.S. Philips Corp. Pat. US3891824.
4. Essers, W.G., Liefkens, A.C. (1972) Plasma-MIG welding developed by Philips. *Machinery and Production Engineering*, **12**, 632–633.
5. Essers, W.G., Willems, G.A. (1984) Plasma-MIG-Schweissen von Aluminium Auftragschweissen und Zweielektroden-schweissen. *DVS-Berichte*, **90**, 9–14.
6. Dedyukh, R.I. (2014) Peculiarities of consumable electrode plasma welding (Review). *Svarochn. Proizvodstvo*, **5**, 34–39.
7. Yang Tao, Gao Hongming, Zhang Shenghu et al. (2013) The study on plasma-mig hybrid arc behaviour and droplet transfer for mild steel welding. *Rev. on Advanced Materials*, **33**, 459–464.



8. Grinyuk, A.A., Korzhik, V.N., Shevchenko, V.E. et al. (2016) Hybrid technologies of welding aluminium alloys based on consumable electrode arc and constricted arc. *The Paton Welding J.*, 5-6, 98-103.
9. <http://www.dvs-aft.de/Aft/V/V2/V2.3/V2.3.5>. Deutscher Verband fuer Schweissen und verwandte Verfahren e.V. Ausschuss fuer Technik. Arbeitsgruppe V 2.3.5 *Plasma-MIG-Schweissen*.
10. ND 2-020101-040 (2013) *Rules of technical supervision in construction of ships and manufacture of materials and products for ships*. Vol. 2. St.-Petersburg, Russian Maritime Register of Shipping.

B. M. Коржик

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

#### ГІБРИДНЕ ПЛАЗМОВО-ДУГОВЕ ЗВАРЮВАННЯ ТОНКОСТІННИХ ПАНЕЛЕЙ З АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

Актуальність даної роботи пов'язана з необхідністю розробки доступної високопродуктивної технології зварювання тонкостінних суднових панелей зі сплавів системи Al-Mg, яка дозволить мінімізувати характерний для традиційних дугових способів зварювання ефект погіршення міцності отриманих з'єднань, а також зменшувати ширину зварних швів і погонну енергію їх зварювання без істотного збільшення вартості зварювального устаткування. На підставі проведених автором досліджень запропоновано технологію гібридного плазмово-дугового зварювання плавким електродом з основою подачею дроту через порожнистий кільцевий електрод, що дозволяє отримувати з'єднання тонкостінних (5...8 мм) суднових панелей із алюмінієвих сплавів системи Al-Mg, з міцністю понад 80 % міцності основного металу і на 3...6 % вище міцності, яка забезпечується імпульсно-дуговим зварюванням плавким електродом. Розроблена технологія дозволяє підвищувати продуктивність виготовлення суднових панелей товщиною 5...8 мм у порівнянні із застосуванням на даний час імпульсно-дуговим зварюванням плавким електродом за рахунок підвищення швидкості зварювання на 25...40 % і усунення необхідності у виконанні обробки кромок. Показано, що використання гібридного плазмово-дугового зварювання в порівнянні з традиційним зварюванням дугою з плавким електродом при однаковій швидкості ведення процесу дозволяє зменшити ширину шва приблизно на 20 % і знизити на 10...15 % кількість використовуваного для формування шва дроту. При цьому на 20...30 % зменшується величина по-

гонної енергії зварювання, що сприяє підвищенню міцності і зменшенню ширини зони знеміцнювання основного металу під впливом тепла зварювальної дуги. Бібліогр. 10, табл. 3, рис. 5.

**Ключові слова:** алюмінієві сплави, плазма прямої дії, дуга з плавким електродом, гібридне зварювання, режим зварювання, твердість швів, міцність з'єднань

V. N. Korzhik

E.O.Paton Electric Welding Institute of NASU.  
11 Kazimir Malevich str., 03680,  
E-mail: office@paton.kiev.ua

#### HYBRID PLASMA-ARC WELDING OF THIN-WALLED PANELS FROM ALUMINIUM ALLOY

The urgency of this work is associated with the need to develop accessible highly efficient technology of welding thin-walled ship panels from Al-Mg system alloys, which will allow minimizing the effect of deterioration of strength characteristics of the produced joints, characteristic for traditional arc welding methods, as well as reducing weld width and welding heat input without any essential increase of welding equipment cost. Research performed by the author was the base to propose the technology of hybrid plasma-MIG welding with axial feed of wire through hollow circular electrode, allowing production of joints of thin-walled (5-8 mm) ship panels from aluminium alloys of Al-Mg system, with strength higher than 80% of that of base metal and by 3 – 6 % higher than strength provided by consumable electrode pulsed-arc welding. Developed technology allows improvement of the efficiency of manufacturing ship panels 5 – 8 mm thick, compared to currently applied consumable electrode pulsed-arc welding due to improvement of welding speed by 25 – 40% and elimination of the need for edge preparation. It is shown that application of hybrid plasma-arc welding, compared to traditional consumable electrode arc welding allows reducing weld width by approximately 20% and decreasing by 10 – 15% the quantity of wire used for weld formation. Here, welding heat input is reduced by 20 – 30% that promotes an improvement of strength characteristics and reduction of the width of base metal softening zone under the impact of welding arc heat. 10 Ref., 3 Tables, 5 Figures.

**Keywords:** aluminium alloys, direct action plasma, consumable electrode arc, hybrid welding, welding mode, weld hardness, joint strength

Поступила в редакцію 06.04.2017

## 1-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО СВАРКЕ И НЕРАЗРУШАЮЩЕМУ КОНТРОЛЮ 2018 1st ICWNDT-2018

22–24 октября 2018 г.

г. Афины, Греция

**Адресс:** WGI: Trapezountos & Digeni Akrita, Elefsina 192 00, Attikis, Greece.  
Phone (+30) 210 3630050, Fax (+30) 2103636917, Website: www.wgi.gr, E-mail: tzaferis@wgi.gr

# РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ МИКРОПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЛОКАЛЬНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ЭМАЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ

Ю. С. БОРИСОВ, С. Г. ВОЙНАРОВИЧ, А. Н. КИСЛИЦА, Е. К. КУЗЬМИЧ-ЯНЧУК,  
О. П. МАСЮЧОК, С. Н. КАЛЮЖНЫЙ

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

Разработаны основы технологии микроплазменного напыления для восстановления локальных повреждений эмалированных покрытий резервуарного оборудования. Предложено двухслойное ремонтное покрытие, состоящее из слоя оксида циркония и подслоя из тантала. Определены оптимальные параметры режима микроплазменного напыления для получения слоя оксида циркония с плотной микроструктурой (пористость 1,2...1,9 %). Показано, что использование подслоя на основе тантала повышает прочность сцепления покрытия из оксида циркония на 25 % (до  $8,14 \pm 2,16$  МПа). Проведена оценка сквозной пористости покрытий. Предложен способ повышения сплошности покрытий с использованием эпоксидно-смолистой пропитки. Проведена апробация технологии в условиях реального производства на предприятии ЗАО «Харьковреахим». Библиогр. 15, табл. 1, рис. 6.

*Ключевые слова:* микроплазменное напыление, эмалированные покрытия, восстановление, прочность сцепления, оксид циркония, тантал, проницаемость покрытий

Локальные повреждения эмалированных покрытий возникают под влиянием комплекса эксплуатационных условий и, зачастую, при наличии изначального производственного дефекта. В химической промышленности возникновение дефектов эмалированных покрытий связано с воздействием агрессивных химических сред (кислоты, щелочи, соли), высоких температур (а также резких перепадов температур) и с механическим повреждением движущимися частями оборудования. Таким образом, основными дефектами эмалированных химических приборов и резервуаров являются сколы, трещины и дефекты коррозионной природы [1].

Традиционные способы восстановления таких локальных повреждений, описанные в работе [2], включают дополнительное эмалирование, постановку специальных пломб из золота или тантала, использование полимерных замазок, а также повторное эмалирование. Однако перечисленные методы имеют ряд недостатков, таких как необходимость повторного отжига всего изделия или его части, дороговизна материалов, ускоренное старение полимеров в агрессивных средах и необходимость полного удаления имеющегося эмалированного покрытия для нанесения нового слоя.

В последнее время для ремонта поврежденных участков эмалированных покрытий все чаще находят применение методы газотермического напыления (ГТН), которые могут обеспечить локальный ремонт с высокой производительностью процесса при восстановлении поверхностей сложной формы [3–13]. Отмечается, что сочетание электроду-

говых, газопламенных и плазменных покрытий с поверхностными слоями эмали позволяет более чем в 5 раз продлить срок службы эмалированного оборудования.

Однако использование традиционных методов плазменного и газопламенного напыления накладывает ряд ограничений, не позволяющих осуществлять качественный и эффективный ремонт эмалированного оборудования в производственных условиях. Так, например, ремонт внутренних поверхностей резервуаров с применением традиционных установок плазменного напыления невозможен ввиду их больших габаритов.

В связи с этим было предложено использовать для ремонта эмалированных покрытий оборудования химических предприятий созданную в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины технологию микроплазменного напыления (МПН), которая при решении поставленных задач имеет ряд существенных преимуществ по сравнению с традиционным плазменным напылением [14]:

- низкая мощность плазматрона (до 2 кВт) исключает вероятность перегрева изделия и разрушения эмалированного покрытия вокруг ремонтируемого участка;

- малый размер пятна напыления (1...5 мм) дает возможность проводить прецизионный ремонт небольших дефектов с минимальными потерями напыляемого материала;

- режим истечения плазменной струи микроплазматрона обеспечивает низкий уровень шума (менее 50 дБ), что позволяет проводить напыле-

ние без использования специализированных камер и с минимумом защитных средств оператора;

- небольшие габаритные размеры оборудования микроплазменного напыления позволяют осуществлять локальный ремонт эмалевых покрытий на изделиях без их демонтажа, а также внутри крупногабаритных емкостей.

Удобство оборудования и геометрическая точность нанесения покрытий обеспечивают проведение оперативного ремонта эмалевых поверхностей на ранних стадиях образования дефектов, что, очевидно, является предпочтительным подходом.

**Определение требований к ремонтным микроплазменным покрытиям и выбор материалов.** На основе анализа существующего опыта восстановления локальных дефектов методами ГТН были определены основные требования к ремонтным микроплазменным покрытиям:

- материал покрытия должен обеспечивать стойкость к воздействию внешней среды на уровне, не уступающем стойкости рабочего эмалевого покрытия;

- покрытие должно иметь плотность слоя, не допускающую контакт внешней среды с поверхностью металла основы (изделия, конструкции);

- прочность покрытия должна быть достаточной для сцепления с основой и сохранения на ее поверхности в условиях эксплуатации изделия или конструкции.

На основании рассмотренных требований с учетом имеющегося опыта МПН различных материалов были выбраны следующие материалы, пригодные для получения ремонтных покрытий – оксидные ( $ZrO_2$ ,  $Al_2O_3$ ,  $TiO_2$ ), металлические (Zr, Ta, Ti).

Анализ работ, посвященных нанесению ремонтных газотермических покрытий, позволяет предположить, что наиболее эффективным подходом к восстановлению локальных повреждений эмалевых покрытий будет использование двухслойных покрытий металл-керамика.

Исходя из сказанного выше, были сформулированы цели работы:

- определение параметров порошкового микроплазменного напыления покрытий из  $ZrO_2$  с минимальной пористостью для восстановления локальных повреждений эмалевых покрытий;
- определение влияния подслоя из тантала на прочность сцепления керамического покрытия с основой;
- оценка сквозной пористости (оценка сплошности) покрытий.

**Методики эксперимента и исследований.**  
*Материалы.* В качестве напыляемого материала использовался порошок оксида циркония

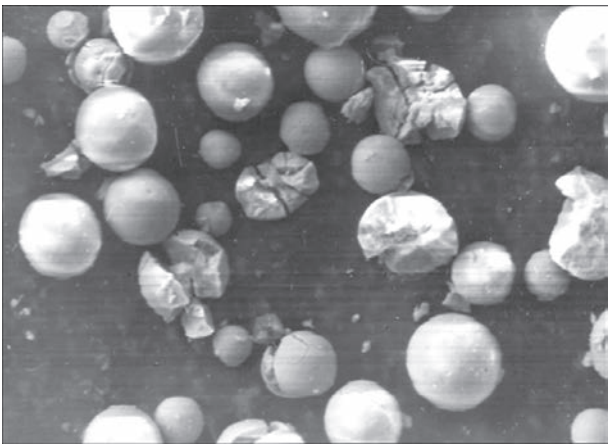


Рис. 1. Внешний вид порошка оксида циркония ( $ZrO_2 + 7\% Y_2O_3$ , размер  $\approx 40$  мкм)

( $ZrO_2 + 7\% Y_2O_3$ ) грануляции 40 мкм. Внешний вид порошка оксида циркония приведен на рис. 1. Покрытия наносили на образцы из стали 40 размером  $10 \times 20 \times 3$  мм, подвергнутые газоабразивной обработке (корундом).

**Оборудование.** Для получения покрытий использовали установку микроплазменного напыления МПН-004 с плазмотроном МП-04 в режиме порошкового напыления [14].

**Методика планирования эксперимента.** При планировании был выбран метод многофакторного эксперимента с полурепликой  $2^{4-1}$ . В качестве независимых переменных (факторов) были выбраны ток ( $I$ , А), расход плазмообразующего газа ( $V_{пр}$ , л/ч), дистанция напыления ( $h$ , мм) и расход порошка ( $G_{п}$ , г/мин). Функцией отклика избрано значение пористости покрытий в %.

Исходя из результатов предварительных экспериментов и накопленного практического опыта плазменного напыления оксида циркония на установке МПН-004 выбраны значения параметров режима (таблица).

**Методики исследований.** Подготовку образцов для металлографических исследований проводили согласно стандартным методикам, применяемым в металлографии. Шлифы изготавливали сначала на водостойкой шлифовальной бумаге SiC с зер-

Параметры режима микроплазменного напыления порошка оксида циркония

Номер режима	$I$ , А	$V_{пр}$ , л/мин	$h$ , мм	$G_{п}$ , г/мин
1	45	2,0	160	2,0
2	45	2,0	80	1,0
3	45	1,0	160	1,0
4	45	1,0	80	2,0
5	35	2,0	160	1,0
6	35	2,0	80	2,0
7	35	1,0	160	2,0
8	35	1,0	80	1,0
9	40	1,5	120	0



нистостью P800, P1200, после чего — на эластичных дисках, содержащих алмазные включения различной дисперсности (A28/14, A14/10 и A5/3). Окончательную полировку шлифов осуществляли на сукне с добавлением алмазной суспензии с лубрикантом DiaDuo с размером алмазных частиц 3 мкм. Микроструктуру покрытий исследовали на микроскопе Neofot-32, оснащенный приставкой для цифрового фотографирования. Система регистрации изображений осуществлялась компьютерной программой «QuickPhoto».

**Определение пористости.** Наибольшее распространение для качественного и количественного анализа геометрии пор нашли оптические методики определения пористости (метод анализа изображения), заключающиеся в определении площади, приходящейся на обнаруженные поры, относительно всей площади шлифа покрытия.

Анализ шлифов проводился с использованием приборов Neophot-32, Jenavert. Цифровое изображение обрабатывалось программой «Atlas», которая позволяет измерять пористость (выделяя включения, отличающиеся по цвету или яркости) по стандарту ASTM B-276, определять размеры максимальной и минимальной поры, количество и процентное отношение пор по площади.

**Измерение прочности сцепления покрытий с основой при отрыве** проводили по клеевой методике согласно ГОСТ-14760–69 и ASTM C 633-79 на универсальной сервогидравлической машине «MTS-318.25» (производства США) с максимальным усилием 250 кН в нормальных условиях ( $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Скорость перемещения захвата 0,17 мм/с. Покрытие наносили на торцевую поверхность цилиндрических образцов диаметром 25 мм и высотой 24 мм, образец с покрытием склеивали с контрольным и сжимали с усилием 0,5 кг/см<sup>2</sup>. Для склеивания образцов использовали эпоксиполиуретановый клей ЭПУ-ТЕХКО — 65 % эпоксидной смолы и 35 % отвердителя.

**Оценку сквозной пористости (оценка сплошности)** ремонтных покрытий проводили путем оценки их проницаемости для модельной среды (водопроводная вода). Для изготовления образцов вырезали сегменты эмалированных труб из низкоуглеродистой стали с внутренним диаметром два дюйма. На лицевой стороне методом газоабразивной обработки формировали сквозной дефект эмалевого покрытия диаметром 10 мм. Затем дефект устраняли микроплазменным напылением покрытия из оксида циркония толщиной 150 мкм. Торцы и тыльные стороны

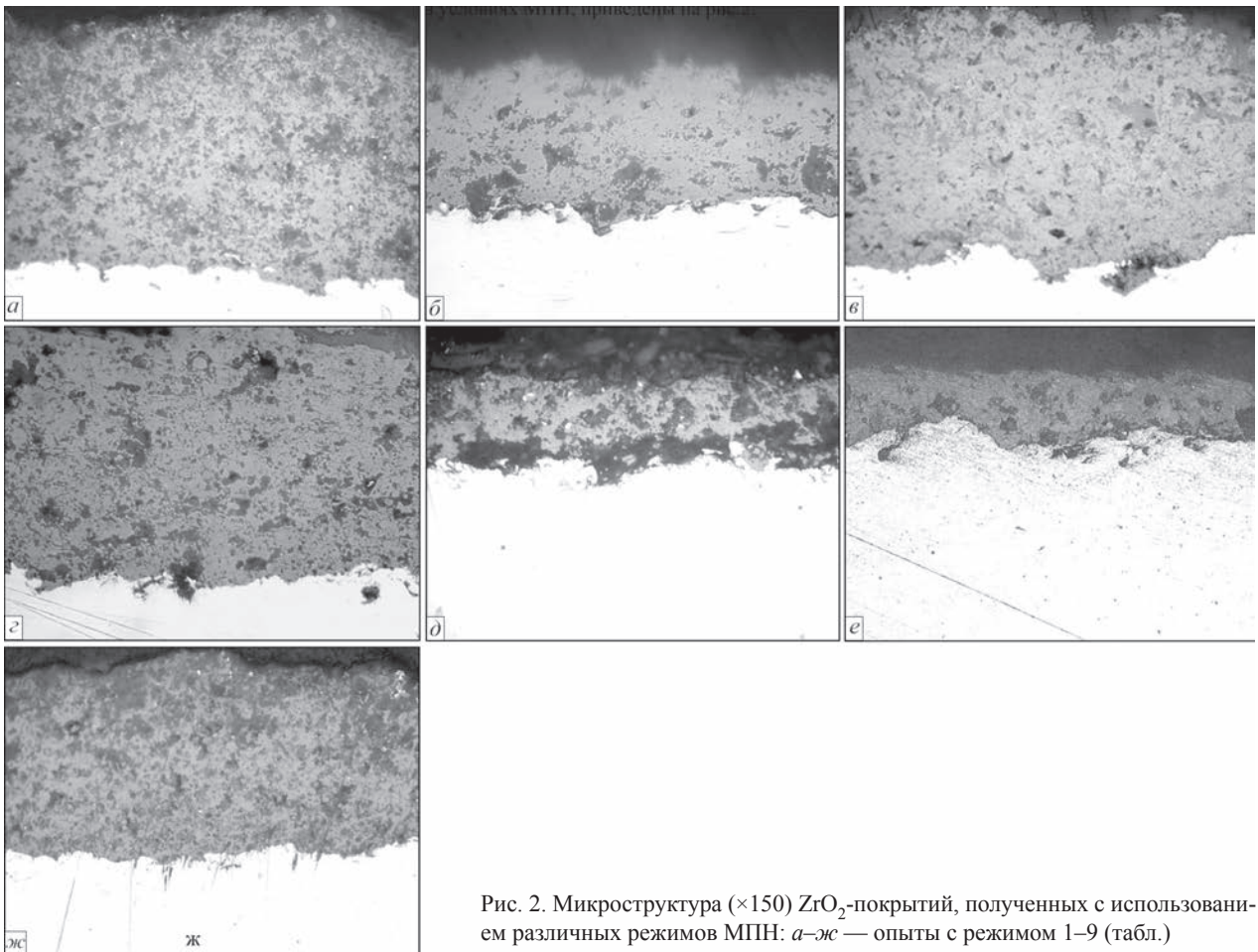
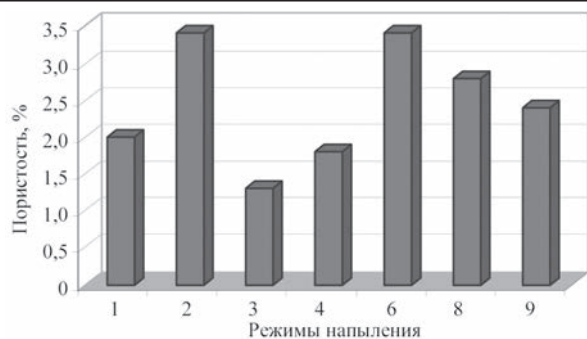


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 150$ )  $\text{ZrO}_2$ -покрытий, полученных с использованием различных режимов МПН: а–ж — опыты с режимом 1–9 (табл.)

Рис. 3. Пористость микроплазменных покрытий из  $ZrO_2$ 

образца изолировали многослойным нанесением лака. В ходе испытаний велось визуальное наблюдение появления точечных выходов коррозионного материала через каналы сквозных пор.

**Результаты и обсуждение.** Микроструктуры  $ZrO_2$ -покрытий, полученных в условиях МПН, приведены на рис. 2. Результаты измерения пористости  $ZrO_2$ -покрытий — на рис. 3.

Покрытия с наиболее плотной микроструктурой и плотным прилеганием к основе формируются при значениях  $I = 40...45$  А (опыты 1, 3, 4). Снижение тока до значения 35 А приводит к уменьшению толщины покрытия и росту пористости.

Пористость в эксперименте возрастает в таком направлении: опыт 3  $\rightarrow$  4  $\rightarrow$  1  $\rightarrow$  9  $\rightarrow$  8  $\rightarrow$  2  $\rightarrow$  6.

Таким образом, в результате проведенного анализа структур покрытий было установлено, что для получения покрытий из  $ZrO_2$  с минимальной пористостью следует использовать режим № 3 (табл.):  $I = 45$  А,  $V_{\text{пл}} = 1$  л/мин,  $h = 160$  мм,  $G_{\text{п}} = 1$  г/мин.

**Прочность сцепления покрытий с основой.** Исследование прочности сцепления данных покрытий с основой показало, что в случае нанесения покрытия из оксида циркония непосредственно на подвергнутые газоабразивной обработке образцы из стали 40, средняя прочность сцепления при испытаниях на отрыв при толщине покрытия 150...200 мкм составляет  $6,11 \pm 1,32$  МПа. При нанесении  $ZrO_2$ -покрытия на подложку из тантала (рис. 4), прочность сцепления при толщине покрытия 150...200 мкм возрастает до  $8,14 \pm 2,16$  МПа, т. е., прирост прочности сцепления составляет 25 %.

**Условия снижения волнистости покрытий.** В процессе нанесения покрытия на площадь, которая заведомо больше пятна напыления, производится линейное перемещение плазматрона в сочетании с вращением детали или поперечным смещением детали или плазматрона [15]. При неподвижном положении плазматрона и детали напыляемый материал формирует на поверхности покрытие в виде валика, поперечное сечение которого описывается гауссовской кривой:

$$y = y_0 e^{-(r^2/r_0^2)}, \quad (1)$$

где  $y_0$  — толщина покрытия на оси валика;  $r_0$  — радиус рассеивания;  $r$  — расстояние от оси валика.

Из уравнения (1) наилучшая равномерность толщины покрытия при микроплазменном напылении достигается при условии поперечного смещения  $s$  плазматрона при таких условиях:

$$s = 1,2r_0. \quad (2)$$

Напыление образца для измерения пятна напыления проведено с использованием оптимального режима нанесения ремонтного покрытия из  $ZrO_2$  (режим № 3). Радиус рассеивания для данного образца составил 2,75 мм по большой оси и 2,15 мм по малой оси.

На основе анализа расчетных данных и условия равномерности покрытия ( $s/r_0 = 1,2$ ) было установлено, что при напылении  $ZrO_2$ -покрытия поперечное смещение плазматрона при перемещении вдоль большей диагонали не должно превышать 4 мм, а при смещении вдоль меньшей диагонали — 3 мм. При таких размерах шага поперечного смещения плазматрона достигается волнистость менее 1 %.

**Оценка проницаемости покрытий для внешних сред.** Уплотнительная пропитка покрытий. Проведенные металлографические исследования образца показали, что покрытие плотно прилегает к основе, в том числе и к эмалевому покрытию (рис. 4).

В исследуемых образцах с  $ZrO_2$ -покрытием было отмечено появление отдельных точечных выходов ржавчины. В связи с этим с целью герметизации

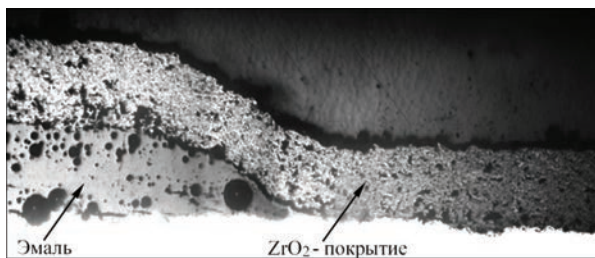
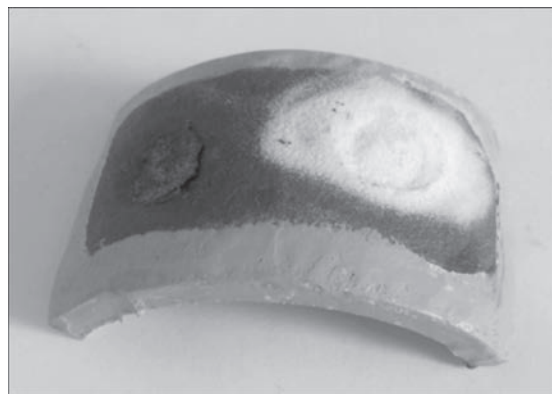
Рис. 4. Микроструктура ( $\times 150$ )  $ZrO_2$ -покрытия, полученного методом МПН на образце, имитирующем дефект эмалевого покрытия

Рис. 5. Образец с дефектом эмалевого покрытия после восстановления способом МПН и испытаний на сплошность



Рис. 6. Процесс восстановления локальных повреждений эмаливого покрытия реактора V-630 способом микроплазменного напыления в условиях производства

микродефектов покрытия проведена его пропитка специальным составом. В качестве состава для пропитки был использован «Дихтол» (Германия) — однокомпонентный жидкотекучий материал на эпоксидно-смолистой основе, характеризующийся способностью проникать в полости микродефектов литых и покрытий. После напыления покрытия  $ZrO_2$  на образцы для испытаний проводилась трехкратная пропитка покрытия «Дихтолом» с промежуточной сушкой. В полученных после пропитки образцах при аналогичных условиях испытаний появления точечной коррозии не наблюдалось (рис. 5).

На основе полученных результатов были определены параметры процесса и разработаны следующие технологические рекомендации по восстановлению локальных повреждений эмаливого покрытия методом микроплазменного напыления:

подготовка поверхности изделия включает газоабразивную обработку (корунд) и обезжиривание с использованием органических растворителей;

параметры режима напыления:  $I = 45$  А,  $V_{\text{пр}} = 1$  л/мин,  $h = 160$  мм,  $G_{\text{п}} = 1$  г/мин;

поперечное смещение плазматрона при перемещении вдоль большей диагонали не должно превышать 4 мм, а при смещении вдоль меньшей диагонали — 3 мм;

после напыления покрытия трехкратно пропитываются однокомпонентным жидкотекучим материалом на эпоксидно-смолистой основе «Дихтол» (Германия) с промежуточной сушкой в течение 1,5 ч.

Апробация разработанной технологии восстановления покрытий методом микроплазменного напыления была проведена в производственных условиях для ремонта локальных повреждений эмаливого покрытия на внутренней поверхности реактора V-630, который используется в процессе производства лекарственных препаратов на предприятии ЗАО «Харьковрезахим» (г. Харьков) (рис. 6).

В настоящее время восстановленный методом МПН реактор находится в стадии испытаний.

Дальнейшая реализация разработанной технологии будет проводиться в сотрудничестве с ООО «Эмаль-сервис» — ведущим предприятием в Украине по ремонту и реконструкции эмалированного оборудования.

### Выводы

1. Установлены требования к плазменным покрытиям, предназначенным для ремонта поврежденного слоя эмали, и проведен выбор материалов для напыления таких покрытий. В качестве материала подслоя выбран тантал, в качестве материала основного слоя — оксид циркония.

2. Установлено, что  $ZrO_2$ -покрытие с наиболее плотной микроструктурой (пористость 1,2...1,9 %) образуется при повышенных значениях тока  $I = 40...45$  А. Наименьшая пористость, равная 1,2 %, наблюдается в покрытии, полученном с использованием режима  $I = 45$  А,  $V_{\text{пр}} = 1$  л/мин,  $h = 160$  мм,  $G_{\text{п}} = 1$  г/мин.

3. Показано, что использование подслоя на основе тантала позволяет повысить прочность сцепления покрытия из оксида циркония на 25 % (в абсолютных значениях с  $6,11 \pm 1,32$  МПа до  $8,14 \pm 2,16$  МПа).

4. Проведена оценка сквозной пористости покрытий путем испытаний на проницаемость для внешних сред (в качестве модельной среды использована вода). Предложен способ повышения сплошности покрытий эпоксидно-смолистой пропиткой. Полученные образцы показали непроницаемость в воде.

5. Проведенная апробация разработанной технологии в условиях производства показала возможность применения технологии микроплазменного напыления для восстановления локальных повреждений эмаливого покрытия, в том числе и на внутренних поверхностях резервуаров.



## Список литературы

1. В. В. Варгина (ред.) (1972) *Эмалирование металлических изделий*. Ленинград, Машиностроение.
  2. Петцольд А. (1990) *Эмаль и эмалирование*: Справ. изд. пер. с нем. Г. Пешманн. Москва, Металлургия.
  3. Лобанов Л. М., Максимович Б. И., Ненеса И. В. (1991) Материалы, оборудование и технология нанесения антикоррозионных покрытий на стальные металлоконструкции. *Сб. Упрочнение и защита поверхностей газотермическим и вакуумным напылением*. Киев, сс. 104–107.
  4. Люблинский Е. Я. (1991) Газотермические покрытия в судостроении. Упрочнение и защита поверхностей газотермическим и вакуумным напылением: *Материалы 3 Междунар. науч.-техн. конф.* Киев, сс. 154–159.
  5. Морозов В. Н., Наркевич Н. К., Третьякова И. А., Фиговский О. Л., Коровин Л. Н., Лобанов Н. Ф., Александровский Э. Г. (1993) *Способ ремонта поврежденных стеклоэмалевых покрытий*. А. с. СССР 1813796, кл. С 23 D 13/02.
  6. Кудинов В. В., Иванов В. М. (1981) *Нанесение плазмой тугоплавких покрытий*. Москва, Машиностроение.
  7. Берзыньш И. А., Зеленкевич О. А., Зозуля А. И. и др. (1980) Применение плазменного напыления при ремонте эмалированного оборудования на НПО «Биохимреактив». *Теория и практика газотермического нанесения покрытий*, 2, 118–120.
  8. Куприянов И. Л., Короткина М. Г., Верстак А. А. (1983) Изучение защитных свойств композиционных покрытий для деталей сельскохозяйственных машин. *Тезисы докладов науч.-техн. конф. Новые коррозионностойкие металлические сплавы, неметаллические и композиционные материалы и покрытия*, Киев, сс. 45–46.
  9. Byoungchul Hwang, Ahn Jeehoon, Lee Sunghak (2002) Correlation of microstructure and wear resistance of ferrous coatings fabricated by atmospheric plasma spraying. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 9, 33, 2933–2945.
  10. Колотыркин, В. И., Княжева, В. М. (1991) Возможности высокоэнергетических методов обработки поверхности металлов для защиты от коррозии. *Защита металлов*, 27, 2, 179–196.
  11. Сафонова А. А., Крамаренко Д. М., Еселева Л. И. (1985) *Применение металлизационно-полимерных покрытий для защиты от коррозии металлоконструкций оборудования в отечественной и зарубежной практике*. Москва, Минцветмет СССР.
  12. Веренкова Э. М., Трофимов М. Г., Фролов А. С., Шахтахтинский, Т. И. (1966) Жаростойкие электроизоляционные керамические материалы и покрытия. *Тр. 3-го семинара Температурустойчивые защитные покрытия*, Ленинград, сс. 215–222.
  13. Реутович С. С., Шилова О. А., Хамова Т. В. и др. (2001) Получение защитного жаростойкого материала методом электродугового плазменного напыления с использованием стеклокерамических порошковых материалов. В кн. *Температурустойчивые функциональные покрытия*, сс. 219–222.
  14. Borisov Yu., Borisova A., Pereverzev Yu. et al. (1997) Microplasma spraying. *Proceedings of the 5th European Conference on Advanced Material and Processes*. Netherlands.
  15. Борисов Ю. С., Борисова А. Л. (1986) *Плазменные порошковые покрытия*. Киев, Техника.
- Ю. С. Борисов, С. Г. Войнарович, О. М. Кислиця,  
Є. К. Кузьмич-Янчук, О. П. Масючок, С. М. Калюжный
- ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевица, 11.  
E-mail: borisov@paton.kiev.ua
- РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ МІКРОПЛАЗМОВОГО  
НАПИЛЕННЯ ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ  
ЛОКАЛЬНИХ УШКОДЖЕНЬ ЕМАЛЕВИХ ПОКРИТТІВ
- Розроблено основи технології мікроплазмового напилення для відновлення локальних ушкоджень емалевих покриттів резервуарного обладнання. Запропоновано двохшарове ремонтне покриття, що складається з шару оксиду цирконію і підшару з танталу. Визначено оптимальні параметри режиму мікроплазмового напилення для отримання шару оксиду цирконію з щільною мікроструктурою (пористість 1,2...1,9 %). Показано, що використання підшару на основі танталу підвищує міцність зчеплення покриття з оксиду цирконію на 25 % (до  $8,14 \pm 2,16$  МПа). Проведено оцінку наскрізної пористості покриттів. Запропоновано спосіб підвищення суцільності покриттів з використанням епоксидно-смолистого просочення. Проведено апробацію технології в умовах реального виробництва на підприємстві ЗАТ «Харьковреахим». Бібліогр. 15, табл. 1, рис. 6.
- Ключові слова:** мікроплазмове напилення, емалеві покриття, відновлення, міцність зчеплення, оксид цирконію, тантал, проникність покриттів

## References

1. (1972) *Enameling of metallic products*. Ed. by V.V. Vargina. Leningrad, Mashinostroenie.
2. Petzold, A. (1990) *Enamel and enameling*. In: Refer. book. Moscow, Metallurgiya.
3. Lobanov, L.M., Maksimovich, B.I., Neiesa, I.V. (1991) Materials, equipment and technology of deposition of corrosive-resistant coatings on steel metallic structures. In: *Strengthening and protection of surfaces by thermal and vacuum deposition*: Transact. Kiev, 104-107.
4. Lyublinsky, E.Ya. (1991) Thermal coatings in shipbuilding. Strengthening and protection of surfaces by thermal and vacuum spraying. In: *Proc. of 3rd Int. Scient.-Techn. Conf.* Kiev, 154-159.
5. Morozov, V.N., Narkevich, N.K., Tretyakova, I.A. et al. (1993) *Method of repair of damaged glass-enamel coatings*. USSR author's cert. 1813796, Int. Cl. C 23 D 13/02.
6. Kudinov, V.V., Ivanov, V.M. (1981) *Plasma deposition of refractory coatings*. Moscow, Mashinostroenie.
7. Berzynsh, I.A., Zelenkevich, O.A., Zozulya, A.I. et al. (1980) Application of plasma spraying in repair of enameled equipment at SPA Biokhimreaktiv. *Teoriya i Praktika Gazotermicheskogo Naneseniya Pokrytij*, 2, 118–120.
8. Kupriyanov, I.L., Korotkina, M.G., Verstak, A.A. (1983) Study of protective properties of composite coatings for agricultural machine parts. In: *Abstr. of Papers of Scient.-Techn. Conf. on New Corrosion-Resistant Metallic Alloys, Nonmetallic and Composite Materials and Coatings*. Kiev, 45–46.
9. Byoungchul Hwang, Ahn Jeehoon, Lee Sunghak (2002) Correlation of microstructure and wear resistance of ferrous coatings fabricated by atmospheric plasma spraying. *Metall. and Mater. Transact. A*, 9(33), 2933-2945.
10. Kolotyркиn, V.I., Knyazheva, V.M. (1991) Possibilities of high-energy treatment methods of metals surface for corrosion protection. *Zashchita Metallov*, 27(2), 179–196.
11. Safonova, A.A., Kramarenko, D.M., Eseleva, L.I. (1985) *Application of metallized-polymer coatings for corrosion protection of metallic structures of equipment in domestic and foreign practice*. Moscow, Mintsvetmet SSSR.
12. Verenkova, E.M., Trofimov, M.G., Frolov, A.S. et al. (1966) Heat-resistant electrically insulating ceramic materials and coatings. In: *Proc. of 3rd Sem. on Temperature-Resistant Protective Coatings*, Leningrad, 215–222.
13. Reutovich, S.S., Shilova, O.A., Khamova, T.V. et al. (2001) Producing of protective heat-resistant material by method of electric arc plasma spraying using glass-ceramic powder materials. In: *Temperature-resistant functional coatings*, Book, 219–222.

14. Borisov, Yu., Borisova, A., Pereverzev, Yu. et al. (1997) Microplasma spraying. In: *Proc. of the 5th Europ. Conf. on Advanced Materials and Processes*, Netherlands.
15. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L. (1986) Plasma powder coatings. Kiev, Tekhnika.

Yu. S. Borisov, S. G. Voynarovich,  
A. N. Kislitsa, I. K. Kuzmych-Ianchuk,  
O. P. Masyuchok and S. N. Kalyuzhnyi

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.  
11 Kazimir Malevich str., 03680, Kiev-150.  
E-mail: borisov@paton.kiev.ua

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY  
OF MICROPLASMA SPRAYING  
FOR RESTORATION OF LOCAL DAMAGES  
OF ENAMEL COATING

Fundamentals of microplasma spraying technology for restoration of local damages in enamel coatings of tank equipment were developed. A double-layer repair coating consisting of a layer of zirconium oxide and tantalum sublayer was proposed. The optimum parameters of microplasma spraying mode were determined in order to obtain a layer of zirconium oxide with dense microstructure (porosity 1.2-1.9%). It is shown that application of tantalum-based sublayer increases adhesion strength of zirconium oxide coating by 25% (up to  $8.14 \pm 2.16$  MPa). Evaluation of coating through porosity was carried out. A method was proposed for increase of coating integrity using epoxy-gum treatment. The technology was approved under real production conditions at CJSC «Kharkovreakhim». 15 Ref., 1 Table, 6 Figures.

**Keywords:** microplasma spraying, enamel coatings, restoration, adhesion strength, zirconium oxide, tantalum, coating permeability

Поступила в редакцию 23.03.2017

## ГП «Антонов» планирует поставку 50 самолетов Ан-178 в Китай



ГП «Антонов», ГП «Ивченко-Прогресс» и АО «Мотор Сич» на авиасалоне в парижском Ле Бурже обсудили с китайским заказчиком поставку 50 самолетов Ан-178. Об этом сообщает пресс-служба Мотор Сич.

«Состоялась ключевая встреча между компаниями ГП «Антонов», ГП «Ивченко-Прогресс», АО «Мотор Сич» и китайским заказчиком по проекту самолета Ан-178. Речь идет о поставке 50 самолетов в Китай: 12 самолетов в готовом виде и 40 самолетоконструкторов. Согласованы вопрос сроки передачи, финансовые поступления и отгрузка реальной и материальной части для производства этого самолета в Китае», — сказано в сообщении.

Планируется, что на Ан-178 будет установлен турбореактивный двигатель Д-436-148ФМ производства Мотор Сич.

Напомним, в 2015 г. ГП «Антонов» завершило строительство опытного образца среднего транспортника Ан-178 и провело его летные испытания. В мае 2015 г. азербайджанская компания Silk Way Airlines заказала десять самолетов Ан-178. Еще 12 купила китайская A-star (договор предусматривает последующую организацию производства в КНР). Также подписан договор с Hong Kong Leyuan Communication Technology Investments Group Limited (HK LCTI) о поставке 25 самолетов Ан-178.

# ПРИМЕНЕНИЕ РЕГУЛИРУЕМЫХ ЭЛЕКТРОПРИВОДОВ С БЕСКОЛЛЕКТОРНЫМИ ЭЛЕКТРОДВИГАТЕЛЯМИ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ

В. А. ЛЕБЕДЕВ<sup>1</sup>, Г. В. ЖУК<sup>1</sup>, И. В. ЛЕНДЕЛ<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 15. E-mail: dktbpaton@gmail.com

<sup>2</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе рассмотрена возможность применения в сварочном оборудовании электроприводов с шаговыми и вентильными электродвигателями. На основе примеров выполненных разработок механизированного и автоматического сварочно-наплавочного оборудования различного назначения показаны преимущества применения бесколлекторных электродвигателей в комплекте с компьютеризованными системами управления и регулирования в различных системах для выполнения тех или иных технологических функций. Особо подчеркнута эффективность применения шаговых и вентильных электроприводов для осуществления модулированной и импульсной подачи электродной проволоки. Отмечена перспективность развития оборудования применением электроприводов с шаговыми и вентильными электродвигателями. Библиогр. 11, рис. 8.

*Ключевые слова:* дуговая сварка-наплавка, механизированное оборудование, управление, электропривод, бесколлекторные электродвигатели

Постоянно приходящие новые задачи, выдвигаемые промышленностью, сварочным производством, требуют непрерывного внимания разработчиков и конструкторов к совершенствованию механизированного оборудования для дуговых процессов сварки и наплавки. Расширяются сферы применения оборудования с необходимостью ведения процессов в различных пространственных положениях, разных средах и условиях [1]. Распространенность такого оборудования предопределяет высокую степень экономической эффективности при получении новых технико-технологических преимуществ. Во многих случаях добиться новых результатов можно, совершенствуя механизированное оборудование, его системы и реализуя на этой основе новые технологические процессы.

Целью настоящей работы являлась оценка возможностей получения действенных результатов при сварке-наплавке с применением нового поколения регулируемых электроприводов с электродвигателями бесколлекторного типа в разных системах механизированного и автоматического оборудования. До недавнего времени в системах механизированного и автоматического оборудования для дуговой сварки-наплавки использовали преимущественно электроприводы с коллекторными электродвигателями постоянного тока, а также в небольших количествах асинхронные трехфазные электродвигатели.

Пределом возможностей влияния на технологический процесс электроприводов с коллекторными электродвигателями является реализация на их основе модулированных режимов работы при подаче электродных проволок с частотами до 2,0...2,5 Гц [2] и колебаний сварочного инструмента в том же диапазоне. Все это обусловлено инерционными свойствами электродвигателей и соответствующих преобразователей движения. Осуществить управляемый перенос электродного металла, используя систему подачи с коллекторными электродвигателями без дополнительных механических преобразователей движения практически невозможно, так как требуется обеспечить частоту импульсного движения электродной проволоки в управляемом режиме в диапазоне 10...60 Гц. Существенного улучшения динамических характеристик таких электроприводов нельзя достичь даже с весьма совершенными системами регулирования. Значительным недостатком применения таких электроприводов является наличие коллектора, что, в значительной мере, снижает показатели надежности оборудования (электроэрозия, механический износ). Особенно остро это сказывается на конструкции и работоспособности полуавтоматов для подводной сварки мокрым способом, где коллекторный узел электродвигателя работает в жидкой среде.

Трехфазные асинхронные электродвигатели с имеющими широкие возможности современными системами частотного управления и регулирования разных типов весьма привлекательны для применения в сварочном оборудовании.



Это может относиться к системам перемещения сварочного инструмента, свариваемого или наплавляемого изделия. Однако в системе подачи электродной проволоки механизированного оборудования (полуавтоматы для сварки и наплавки) применение трехфазных асинхронных электродвигателей (380 В) практически невозможно из-за уровня напряжения питания. Наши усилия изыскать рассматриваемые электроприводы с безопасным уровнем питания по напряжению успеха не имели. Имеются определенные сложности в их разработке.

Сравнительный анализ показывает, что по совокупности показателей могут быть применены два типа электроприводов — на основе шаговых и на основе вентильных электродвигателей.

Рассмотрим возможности регулируемых электроприводов с шаговыми и вентильными электродвигателями в различных системах сварочного оборудования с последующей оценкой их вероятного применения. При этом должна быть решена задача исключения редуктора. Рабочий орган механизма сварочного оборудования (подающий ролик) должен быть установлен непосредственно на валу бесколлекторного электродвигателя, любого из указанных типов.

*Электропривод с шаговым электродвигателем.* Так как в Украине отсутствуют производители этого вида оборудования, то электроприводы с шаговыми электродвигателями выбирались комплектно (электродвигатель и контроллер), серийно производимые достаточно большим числом фирм. С целью минимизации затрат предпочтение отдавалось электродвигателю с необходимым моментом для соответствующего механизма сварочного оборудования, без встроенной системы обратных связей.

*Электропривод с вентильным электродвигателем.* В этом случае использовалась специальная разработка украинских специалистов, которые при содействии ГП «ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ» спроектировали и произвели электропривод, где реализованы системы управления и регулирования с целенаправленно выбранными свойствами [3]. Данный электропривод обеспечивает максимально возможное быстродействие и минимальное искажение воспроизведения формы заданного алгоритма движения электродной проволоки при приемлемых массогабаритных характеристиках как самого электродвигателя, так и блока управления.

В реальных разработках оборудования для дуговой механизированной сварки и наплавки различных объектов, в том числе и при ведении процессов под водой мокрым способом, использовали компьютеризированный электропривод с бипо-

лярным шаговым электродвигателем фирм Kinco и Schneider Electric. Приведем примеры нескольких успешных технических решений.

В оборудовании для подводной автоматической сварки есть опыт применения электроприводов с шаговыми электродвигателями для решения ряда задач. Электропривод программировался для осуществления модулированных режимов работы за счет специально выбранного по условиям кристаллизации сварочной ванны алгоритма (уровня и времени импульса и паузы) подачи электродной проволоки. Также применялся для осуществления колебаний сварочного инструмента с управляемыми параметрами и получения шва с необходимыми характеристиками при негарантированной величине зазора. На рис. 1 представлены сравнительные результаты наплавки валиков под водой мокрым способом. Данные валики выполняли полуавтоматом с шаговым электродвигателем, на вертикальной плоскости при обычной и модулированной подаче порошковой проволоки диаметром 1,6 мм на токах 200...220 А и напряжении 25...27 В. Модулирование осуществлялось со специально, в данном случае, экспериментально выбранными параметрами: импульс 0,7 с, пауза 0,5 с. Следует отметить, что выполнение мокрой подводной сварки или наплавки на вертикальной плоскости проблематично. Использование модулированного процесса позволяет существенно улучшить качество шва и облегчить задачу сварщика-водолаза.

На рис. 2 представлен результат применения управляемых колебаний сварочного инструмента шаговым электроприводом в автомате, предназначенном для глубоководной (более 200 м) подводной сварки мокрым способом. Специаль-



Рис. 1. Внешний вид наплавленных валиков: 1 — подача проволоки обычная; 2 — модулированная



Рис. 2. Внешний вид доньшка трубы с варенной заглушкой: L — реальный зазор между доньшком и трубой

но разработанный автомат с компьютеризованным управлением, представленный фрагментно на рис. 3, обеспечил качественное решение задачи приварки доньшек в трубе малого внутреннего диаметра [4] с зазором между стенкой трубы и заглушкой в диапазоне 2...5 мм, на токах 180...200 А и напряжении 24...26 В.

Следует отметить, что в описанных системах, во избежание влияния помех на работу компьютеризованного электропривода, применялись электродвигатели без встроенных систем формирования и передачи сигналов обратной связи положения ротора электродвигателя.

Необходимо особо выделить, что шаговые электродвигатели, при выполнении определенных условий, способны долговременно работать в среде изолирующих, смазочных жидкостей полуавтоматов для подводной сварки мокрым способом.

Полуавтоматы с применением шаговых электродвигателей выпускаются мелкими партиями и используются для сварки и резки на объектах водного хозяйства в пресной и морской воде.

Перспективным, по нашему мнению, является применение компьютеризованных электроприводов для получения управляемых колебаний наплавляемых изделий с целью расширения зоны наплавки, а также обеспечения благоприятной структуры металла наплавленного валика [5].

Весьма привлекательной является задача получения управляемого импульсного движения электродной проволоки с частотами до 50...60 Гц для решения комплекса технико-технологических задач с результатами, представленными, например, в работе [6].

Применение шаговых электродвигателей для импульсной подачи электродной проволоки описано в работе [7], где показаны результаты экспериментального исследования технологии автоматической сварки под флюсом конструкционной стали с применением механизма подачи электродной проволоки на основе шагового двигателя. От-

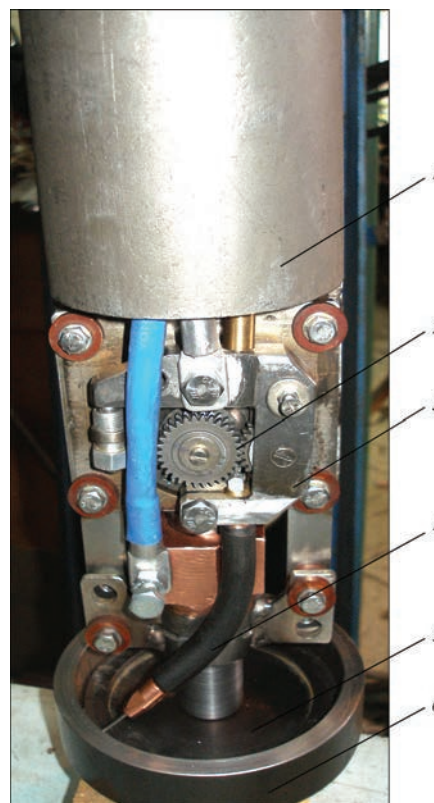


Рис. 3. Сварочная часть аппарата для глубоководной сварки: 1 — корпус; 2 — механизм подачи; 3 — механизм колебаний; 4 — сварочная горелка; 5 — заглушка; 6 — фрагмент трубы

мечено влияние параметров режима импульсной подачи проволоки на процесс формирования капли на торце электрода, коэффициент наплавки и геометрические характеристики наплавленного валика. Строго говоря, полученный достаточно хороший результат не является следствием желаемой управляемой импульсной подачи — он базируется на воздействии на каплю электродного металла пачки импульсов подачи, генерируемых шаговым электродвигателем, о чем свидетельствуют характерные для этого процесса осциллограммы (рис. 4). Можно констатировать, что полученный процесс — это некоторый переходный вариант от модуляции к импульсной подаче электродной проволоки.

Экспериментирование с разными типами шаговых электродвигателей, производимых серийно и имеющих встроенные регуляторы частоты вращения, при комплексном подходе к массогабаритным характеристикам, тяговым возможностям, частотным свойствам, до настоящего времени не привели к выбору оптимального варианта для получения управляемой импульсной подачи электродной проволоки. Работы в этом направлении продолжаются.

Решить в полном объеме задачу получения управляемой импульсной подачи электродной проволоки оказалось возможным в настоящее время лишь при применении специальной разработ-



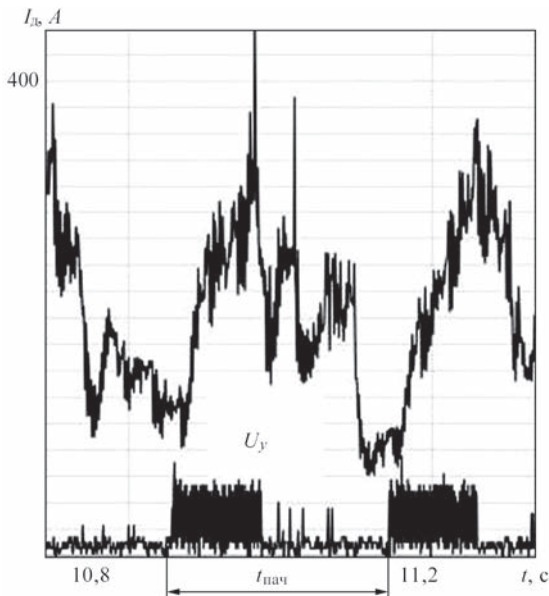


Рис. 4. Осциллограммы тока и управляющего напряжения на шаговом электродвигателе при сварке пачками импульсов ( $t_{\text{пач}}$  — период действия пачки импульсов;  $U_y$  — управляющее напряжение)

ки компьютеризированного электропривода с вентильным электродвигателем, имеющим момент на валу, достаточный для подачи проволоки даже в импульсном режиме [8]. Комплект вентильного электропривода специальной разработки для сварочного оборудования представлен на рис. 5. Электродвигатель вентильного типа встраивается в механизм подачи любого сварочного оборудования, при этом массогабаритные характеристики этого узла в 1,5...2,9 раза ниже, чем в традиционных системах. Регулятор такого электропривода, в отличие от электроприводов с шаговыми двигателями, синтезирован целенаправленно для обеспечения максимального быстродействия с минимальным перерегулированием при пуске и реверсе. Осциллограмма скорости импульсного движения электродной проволоки, обеспечивае-

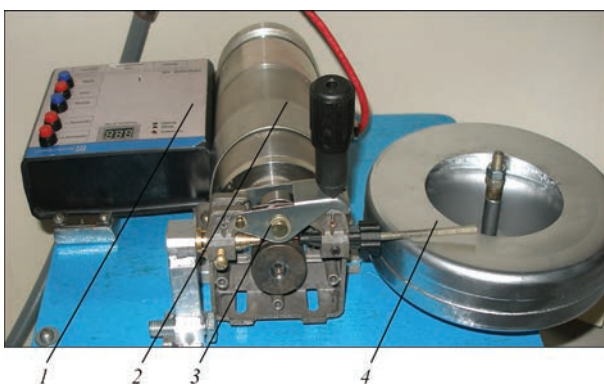


Рис. 5. Импульсный механизм подачи на основе вентильного электропривода: 1 — блок цифрового управления; 2 — вентильный электродвигатель; 3 — устройство прижима прижимного ролика к подающему ролику; 4 — кассета для проволоки

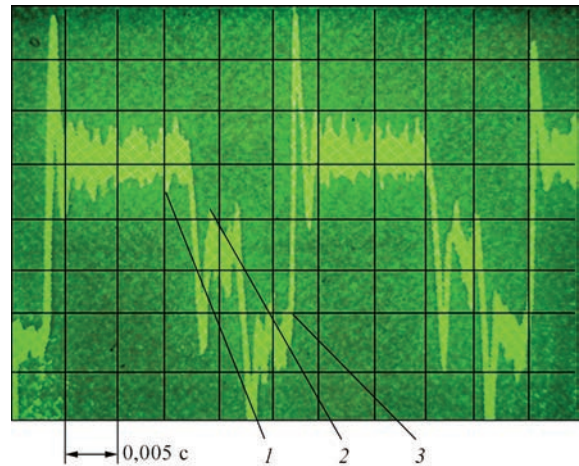


Рис. 6. Осциллограмма скорости импульсной подачи: 1 — импульс; 2 — пауза; 3 — реверс

мая рассматриваемым типом электропривода, в режиме подачи представлена на рис. 6.

Результатами применения электропривода с вентильным электродвигателем являются существенные улучшения практически всех показателей результатов сварки-наплавки. Это относится к формированию валика, проплавлению, зоне термического влияния, структуре металла шва, санитарно-гигиеническим характеристикам.

Для примера на рис. 7 представлены макрошлифы наплавленных в  $\text{CO}_2$  валиков при различных значениях частот, амплитуд, скважности импульсов подачи проволоки Св-08Г2С при одинаковых интегральных значениях тока и напряжения процесса (160 А, 24 В). Очевидны существенные изменения в геометрии валиков, глубине проплавления при изменении управляемых параметров импульсной подачи. Обеспечивается значительная экономия материальных и энергетических ресурсов (снижение потерь электродного металла на разбрызгивание и затрат электроэнергии на ведение процесса).

Важно отметить, что в данном случае импульсная подача обеспечивала процесс сварки с управляемыми короткими замыканиями.

Вентильный электродвигатель оснащается инкрементальным датчиком положения ротора, сигнал которого, по защищенным от помех каналам, вводится в компьютеризированный электропривод.

Вентильный электропривод для сварочного оборудования имеет возможность введения различных сигналов обратной связи по параметрам дугового процесса, что в значительной степени расширяет как функциональные возможности системы, так и упрощает настройку параметров импульсной подачи.

Путем набора и обработки результатов экспериментальных исследований с использованием осциллограмм установлено, что наиболее эффективным для изменения интегральной скорости по-





Рис. 7. Микрошлифы наплавленных валиков при импульсной подаче электродной проволоки

дачи проволоки будет изменение шага перемещения в импульсе в соответствии с соотношением

$$I_{\text{св}} = k_1 v_{\text{п}} = k_1 f_{\text{и}} h,$$

где  $h$  — шаг подачи в импульсе;  $k_1$  — коэффициент, определяющий зависимость между силой тока сварки  $I_{\text{св}}$  и скоростью подачи  $v_{\text{п}}$ ;  $f_{\text{и}}$  — частота импульсной подачи.

Именно это изменение шага принято при реализации зависимости  $U_{\text{св}} = f(I_{\text{св}})$ , а в качестве сигнала обратной связи принят параметр  $U_{\text{св}}$ . Это техническое решение, по своей сути, является одним из видов синергетического управления процессом дуговой сварки по аналогии с импульсными источниками питания дуги с синергетическим управлением [9], но уже основанным на импульсных алгоритмах подачи электродной проволоки [10].

В настоящее время разрабатывается новый способ сварки на основе применения вентильного электропривода. Этот способ с дозированной по параметрам дугового процесса подачей электродной проволоки реализуется как с короткими замыканиями, так и без них. Способ позволяет вести процесс сварки-наплавки порошковыми самозащитными и используемыми в защитных газах электродными проволоками с управляемым переносом капель электродного металла.

По-прежнему актуальной является задача получения процесса сварки с одновременным использованием импульсных алгоритмов функционирования источников сварочного тока и механизма с импульсной подачей электродной проволоки.

Такие электроприводы применяются для обеспечения других движений сварочного инструмента. Примером применения вентильного электропривода с обеспечением двухкоординатного перемещения суппорта со сварочным инструментом и механизмом подачи электродной проволоки является сварочно-наплавочный автомат, который показан на рис. 8. Такой автомат может осуществлять программируемые перемещения в горизонтальной или вертикальной плоскости по сигналам встроенных инкрементальных датчиков [11].

## Выводы

1. Опыт применения вентильных и шаговых электроприводов в сварочном оборудовании позволяет судить об их высокой эффективности и целесообразности широкого применения в механизированном и автоматическом сварочном оборудовании. При этом следует вести постоянные

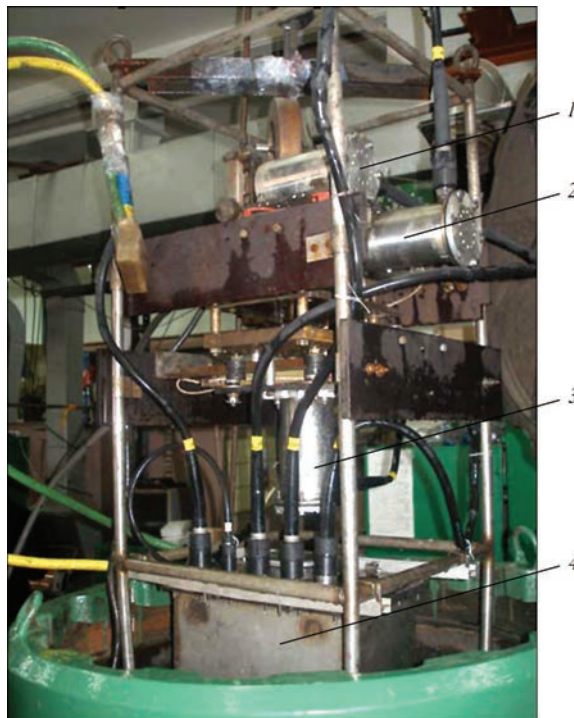


Рис. 8. Автомат для сварки-наплавки под водой с электродвигателями механизмов: 1 — продольного; 2 — поперечного перемещения; 3 — подачи электродной проволоки; 4 — блок управления погружной

работы по его совершенствованию в части конструкции и системы управления, с целью их упрощения, удешевления, дальнейшего повышения надежности, например, при работе с длинными линиями передачи сигналов.

2. Наиболее эффективным объектом применения электроприводов с бесколлекторными электродвигателями являются механизмы подачи электродной проволоки, где достигнуты достаточно весомые результаты по формированию валиков, проплавлению, зоне термического влияния, решению задач энерго- и ресурсосбережения.

3. Применение электроприводов на базе вентильных и шаговых электродвигателей дает возможность автоматизировать сварочные работы, в том числе под водой на глубине 200 м и ниже.

4. Результаты, достигнутые при применении в сварочном оборудовании шаговых и вентильных электроприводов, служат основой для дальнейших изысканий в совершенствовании техники и технологии дуговой механизированной и автоматической сварки.

## Список литературы

1. Патон Б. Е. (2008) *Избранные труды*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона, 896.
2. Кузнецов В. Д., Скачков И. О., Красношапка В. В. (1993) Использование привода постоянного тока для импуль-

сной подачи присадочной проволоки. *Автоматическая сварка*, **9**, 53–54.

3. Lebedev V., Rymsha V., Lendel I. (2014) BLDC electric drive in the mechanism of pulse feed of electrode wire. *The Journal Electromechanic and Computer Systems*, **16**(92), 26–31.
4. Максимов С. Ю., Лебедев В. А., Лендел И. В. (2015) Герметизация труб теплообменников «мокрой» сваркой на глубине 200 м. *Вопросы материаловедения*, **1**, 199–204.
5. Лебедев В. О., Максимов С. Ю., Лендел И. В. (2013) *Універсальний маніпулятор з можливістю низькочастотної вібраційної обробки зварювальної ванни*, Україна, Пат. на корисну модель 80 823 МПК 2011.01 В 23К 13/00.
6. Lebedev V., Reisgen U., Lendel I. (2016) Study of technological opportunities of GMA welding and surfacing with pulse electrode wire feed. *Welding in the World*, February, 9.
7. Лебедев В. А., Драган С. В., Трунин К. К. (2016) Автоматическая сварка под флюсом с импульсной подачей шаговым двигателем электродной проволоки. *Сварочное производство*, **2**, 27–34.
8. Лебедев В. А., Гулый М. В. (2014) Быстродействующий вентильный электропривод для оборудования механизированной дуговой сварки. *Мехатроника. Автоматизация. Управление*, **6**, 47–51.
9. Воропай Н. М., Илюшенко В. М., Ланкин Ю. Н. (1999) Особенности импульсно-дуговой сварки с синергетическим управлением параметрами режимов (Обзор). *Автоматическая сварка*, **6**, 25–32.
10. Лебедев В. А. (2016) Механизированная синергетическая сварка с импульсной подачей электродной проволоки. *Наукоемкие технологии в машиностроении*, **2**, 19–24.
11. Лебедев В. А., Максимов С. Ю. (2015) Механизированное оборудование нового поколения для подводной мокрой сварки и резки металлоконструкций. *Монтажные и специальные работы в строительстве*, **10**, 30–32.

## References

1. Paton, B.E. (2008) *Selected works*. Kiev: PWI.
2. Kuznetsov, V.D., Skachkov, I.O., Krasnoschapka, V.V. (1993) Application of direct current drive for pulse filler wire feed. *Avtomatich. Svarka*, **9**, 53–54.
3. Lebedev, V., Rymsha, V., Lendel, I. (2014) BLDC electric drive in the mechanism of pulse feed of electrode wire. *The J. Electromechanic and Computer Syst.*, **16**(92), 26–31.
4. Maksimov, S.Yu., Lebedev, V.A., Lendel, I.V. (2013) Sealing of heat exchangers pipes using “wet” welding at the depth of 200 m. *Voprosy Materialovedeniya*, **1**, 199–204.
5. Lebedev, V.O., Maksimov, S.Yu., Lendel, I.V. *Universal manipulator with possibility of low-frequency vibratory processing of welding pool*. Utility model pat. 80823, Ukraine, Int. Cl. 2011.01 B 23 K 13/00.
6. Lebedev, V., Reisgen, U., Lendel, I. (2016) Study of technological opportunities of GMA welding and surfacing with pulse electrode wire feed. *Welding in the World*, February, 9.
7. Lebedev, V.A., Dragan, S.V., Trunin, K.K. (2016) Automatic submerged-arc welding with pulse electrode wire feed by step motor. *Svaroch. Proizvodstvo*, **2**, 27–34.
8. Lebedev, V.A., Guly, M.V. (2014) High-speed valve electric drive for mechanized arc welding equipment. *Mekhatronika. Avtomatizatsiya. Upravlenie*, **6**, 47–51.
9. Voropaj, N.M., Ilyushenko, V.M., Lankin, Yu.N. (1999) Peculiarities of pulse-arc welding with synergic control of mode parameters (Review). *Avtomatich. Svarka*, **6**, 25–32.
10. Lebedev, V.A. (2016) Mechanized synergic welding with pulse electrode wire feed. *Naukoyomkie Tekhnologii v Mashinostroenii*, **2**, 19–24.
11. Lebedev, V.A., Maksimov, S.Yu. (2015) New generation mechanized equipment for wet underwater welding and cutting of metal structures. *Montazhnye i Spets. Raboty v Stroitelstve*, **10**, 30–32.

В. О. Лебедев<sup>1</sup>, Г. В. Жук<sup>1</sup>, И. В. Лендел<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ОКТЬ ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 15.  
E-mail: dktbpaton@gmail.com

<sup>2</sup>ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

## ЗАСТОСУВАННЯ РЕГУЛЬОВАНИХ ЕЛЕКТРОПРИВОДІВ З БЕЗКОЛЕКТОРНИМИ ЕЛЕКТРОДВИГУНАМИ ПРИ ДУГОВОМУ ЗВАРЮВАННІ

В роботі розглянута можливість застосування в зварювальному обладнанні електроприводів з кроковими та вентильними електродвигунами. На основі прикладів виконаних розробок механізованого та автоматичного зварювально-наплавлювального обладнання різного призначення показані переваги застосування безколекторних електродвигунів в комплекті з комп'ютеризованими системами управління і регулювання в різних системах для виконання тих або інших технологічних функцій. Акцентовано увагу на ефективності застосування крокових і вентильних електроприводів для здійснення модульованої і імпульсної подачі електродного дроту. Відзначено перспективність розвитку обладнання при застосуванні електроприводів з кроковими та вентильними електродвигунами. Бібліогр. 11, рис. 8.

*Ключові слова:* дугове зварювання-наплавлення, механізоване обладнання, управління, електропривід, безколекторні електродвигуни

V. A. Lebedev<sup>1</sup>, G. V. Zhuk<sup>1</sup>, I. V. Lendel<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Experimental Design-Technological Bureau  
of the E. O. Paton Electric Welding Institute  
of the NAS of Ukraine. 15 Kazimir Malevich str., 03680.  
E-mail: dktbpaton@gmail.com

<sup>2</sup>E. O. Paton Electric Welding Institute of NASU.  
11 Kazimir Malevich str., 03680.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

## APPLICATION OF ADJUSTABLE ELECTRIC DRIVES WITH BRUSHLESS ELECTRIC MOTORS IN ARC WELDING

The paper deals with the possibility of application of electric drives with step and valve motors in welding equipment. Examples of performed developments of mechanized and automatic welding-surfacing equipment for various purposes are used to demonstrate the advantages of application of brushless motors as a set with computerized systems of control and regulation in different units to perform diverse technological functions. Effectiveness of application of step and valve electric drives for modulated and pulsed feed of electrode wire is particularly emphasized. Goods prospects for development of equipment with application of electric drives with step and valve electric motors are noted. 11 Ref., 8 Figures.

*Keywords:* arc welding-surfacing, mechanized equipment, control, electric drive, brushless electric motors

Поступила в редакцію 15.03.2017

## ДУГОВАЯ НАПЛАВКА СЛОЕВ МЕТАЛЛА ПЕРЕМЕННОГО СОСТАВА И РАЗЛИЧНОЙ ТВЕРДОСТИ

В. В. ПЕРЕМИТЬКО, А. И. ПАНФИЛОВ

Днепропетровский государственный технический университет, 51918, г. Каменское, ул. Днепростроевская, 2.  
E-mail: welding@dstu.dp.ua

При дуговой наплавке по слою легирующей шихты определены условия получения по зонам отдельных валиков слоев с переменным составом и структурой. На наплавляемую поверхность предварительно наносились углеродсодержащие волокна полосами, ширина и расстояние между которыми выбирались из условия размещения торца электрода со смещением относительно края полос. Для фиксации волокон использовали грунтовку, в которую добавляли железный порошок и аэросил  $\text{SiO}_2$ . При проведении экспериментов изменяли количество наносимых слоев, эксцентриситет в расположении полос относительно оси электродной проволоки, а также индукцию внешнего магнитного поля. Установлена разница в твердости металла по ширине наплавленных валиков (до  $\text{HRC } 9 \dots 12$ ) и последовательно нанесенных слоев (до  $\text{HRC } 15 \dots 25$ ). Твердость достигает максимальных значений при эксцентриситете  $c = 4$  мм и индукции  $B = 40 \dots 80$  мТл, а также при  $c = 10 \dots 12$  мм и  $B$  до 40 мТл. Наблюдается возрастание твердости при увеличении количества наносимых слоев. Металлографический анализ зафиксировал увеличение доли закалочных структур (в виде игольчатого бейнита и мартенсита) с  $15 \dots 22$  до  $25 \dots 35$  % во втором слое и более 50 % — в третьем. Библиогр. 13, табл. 1, рис. 10.

*Ключевые слова:* дуговая наплавка по легирующей шихте, наплавленный металл, твердость, микроструктура наплавленного металла, управляющее магнитное поле, углеродсодержащее волокно

Известно, что изнашивание многих деталей машин и механизмов в процессе эксплуатации носит избирательный характер [1–4]. Тем не менее, как правило, при восстановлении таких деталей методами наплавки избирательный характер изнашивания их поверхностей не учитывается [5–7]. Положительный опыт некоторых исследователей [8–11] по получению наплавленных слоев со свойствами, изменяющимися по глубине и по зонам поверхности, дают основание рассматривать этот опыт как перспективный путь повышения работоспособности контактных пар трения при их восстановлении.

В данной работе ставилась задача нанесения дуговой наплавкой металла с изменяющимся составом и структурой по зонам единичных валиков, отдельных слоев и в местах перекрытия соседних валиков и слоев.

В экспериментах использовался способ дуговой наплавки по слою легирующей шихты, который, при некоторых условиях, позволяет эффективно сохранять от полного растворения материалы, дополнительно вводимые в наплавочную ванну [12, 13].

Предварительно на наплавляемую поверхность укладывались углеродсодержащие волокна (Т 700SC Toray) полосами, ширина  $a$  и расстояние  $b$  между которыми выбирались из условия размещения торца электродной проволоки со смещением  $c$  относительно края упомянутых полос (рис. 1). В качестве материала, фиксирующего размещение

углеродсодержащих волокон, использовали грунтовку, к которой добавляли железный порошок (15...25 мас. %) и аэросил (0,3...0,6 мас. %). Значения показателей  $a$ ,  $b$  и  $c$  выбирались также из условия формирования валиков с перекрытием.

В экспериментах использовался сварочный автомат типа АДС-1000, в качестве источника питания — универсальный выпрямитель ВДУ-506.

Наплавку выполняли на образцы плоской формы из стали 20 под флюсом АН-348А проволокой Св-08А диаметром 3 мм. Режим наплавки: ток 400...420 А, напряжение 32...36 В, скорость подачи проволоки 160 м/ч, скорость наплавки 12...16 м/ч, шаг наплавки 6...8 мм, ток постоянный, полярность обратная.

Для управления кристаллизацией металла валиков использовали продольное магнитное поле [12]. Катушку, которая обеспечивала аксиальное магнитное поле, крепили на мундштук горелки через слой электроизоляции. Для измерения твердости на приборе ТК-2 из наплавленных заготовок вырезали образцы толщиной 15 мм.

Для сокращения количества экспериментов выполняли центральное некомпозиционное планирование второго порядка для трех факторов — эксцентриситета в размещении электродной проволоки относительно края полос предварительно нанесенных дополнительных компонентов (от 0 до половины ширины валика, около 6 мм); количества слоев наплавляемого металла (до трех); индукции внешнего магнитного поля (от 0 до 80 мТл) (таблица).



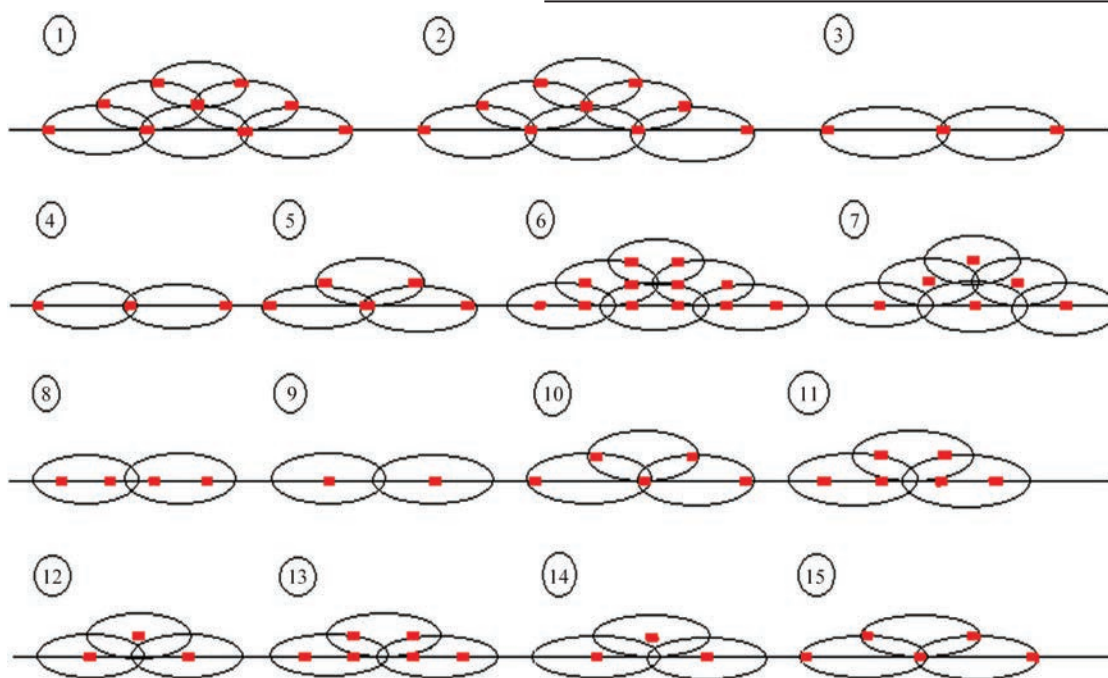


Рис. 1. Схема размещения углеродсодержащих волокон на всех образцах (1–15) с заданным эксцентриситетом (места размещения волокон указаны точками)

На рис. 2 приведены результаты замеров твердости в местах предварительной фиксации дополнительных компонентов (серые), а также в местах дополнительных замеров (черные точки).

Разница в твердости металла по ширине наплавленных слоев должна способствовать увеличению сопротивляемости износу благодаря формированию периодической волнистости контактирующих поверхностей и, как следствие, уменьшению их проскальзывания в случае, например, вращательного рабочего хода деталей.

Обработку экспериментальных данных проводили с помощью программы StatSoft Statistica 6.0. Полученные зависимости между параметрами наплавки представлены на рис. 3, 4.

Как видно из рис. 3, твердость достигает максимальных значений при размещении углеродсодержащего волокна с эксцентриситетом 4 мм и магнитной индукции 40...80 мТл, а также при эксцентриситете 10...12 мм и магнитной индукции до 40 мТл.

Максимальная твердость наблюдается в случае трехслойной наплавки при значениях индукции внешнего магнитного поля 40 мТл (рис. 4).

Микроструктуру наплавленного металла исследовали на растровом электронном микроскопе РЕМ-106И-Selmi.

Показательными являются результаты металлографического исследования образца № 5 (таблица; рис. 5, 6), который наплавлился с фиксации

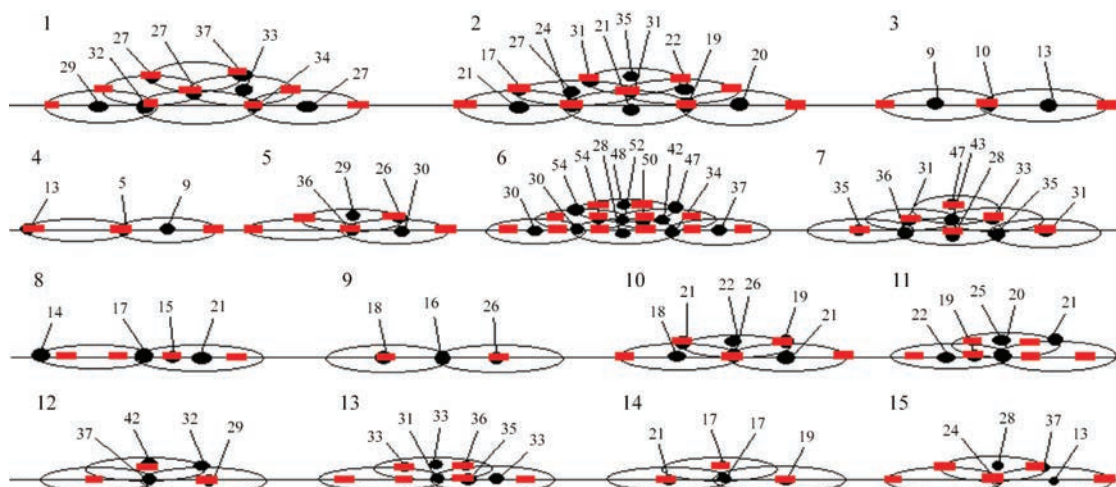


Рис. 2. Твердость *HRC* по зонам наплавленных валиков (места замеров указаны точками, описание серых и черных точек см. в тексте)

Матрица эксперимента

Номер образца	Количество слоев $n$	Магнитная индукция $B$ , мТл	Эксцентриситет $c$ , мм
1	3	80	8
2	3	0	8
3	1	80	8
4	1	0	8
5	2	40	8
6	3	40	4
7	3	40	0
8	1	40	4
9	1	40	0
10	2	40	8
11	2	80	4
12	2	80	0
13	2	0	4
14	2	0	0
15	2	40	8

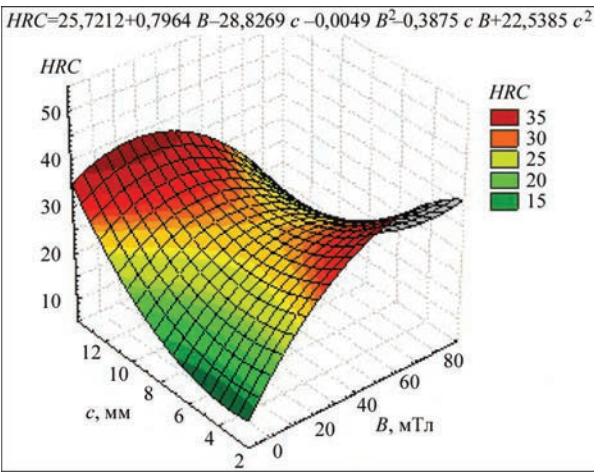


Рис. 3. Зависимость твердости  $HRC$  наплавленного металла от величины магнитной индукции  $B$  и эксцентриситета  $c$

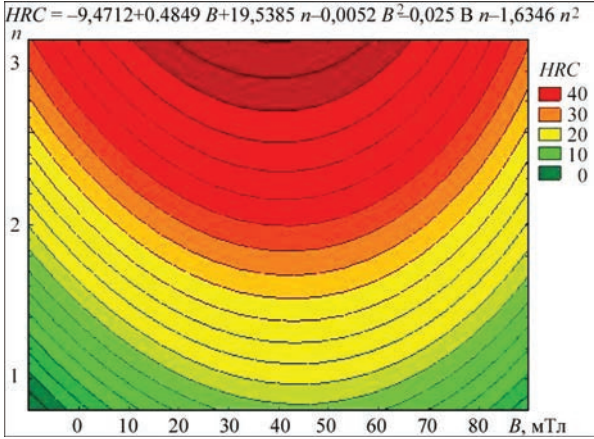


Рис. 4. Зависимость твердости  $HRC$  наплавленного металла от количества  $n$  наносимых слоев и магнитной индукции  $B$  ей углеродсодержащего материала и наложением внешнего магнитного поля.

Анализ микроструктуры образца № 5 показывает, что по всему поперечному сечению нанесенных валиков наблюдается измельчение зерна, что является результатом воздействия внешнего магнитного поля. В местах перекрытия валиков (со-

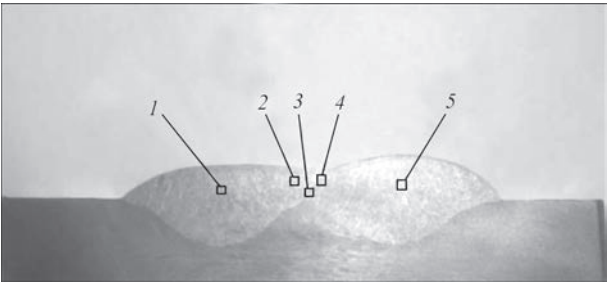


Рис. 5. Образец № 5 (наплавка с внешним магнитным полем  $B = 40$  мТл, эксцентриситет  $c = 8$  мм); 1–5 — исследуемые точки

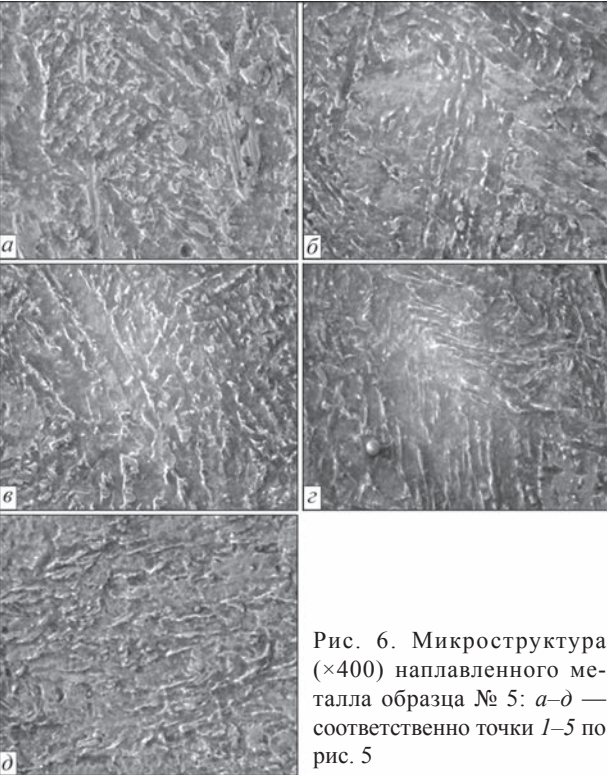


Рис. 6. Микроструктура ( $\times 400$ ) наплавленного металла образца № 5:  $a-d$  — соответственно точки 1–5 по рис. 5

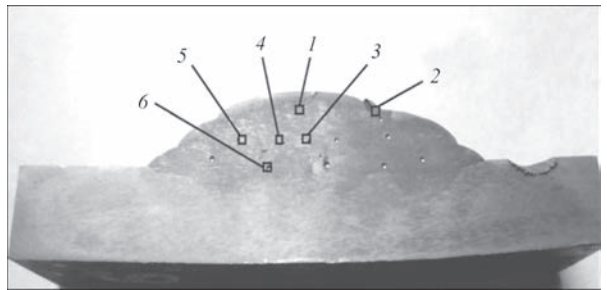


Рис. 7. Образец № 6 (наплавка с внешним магнитным полем  $B = 40$  мТл, эксцентриситет  $c = 4$  мм); 1–6 — исследуемые точки

ответствуют местам размещения углеродсодержащего материала), фиксируется значительное увеличение доли фаз закалки, количество которых составляет 25...40 %. Перепад твердости для данных зон достигает  $HRC 20$ .

На образце № 6 (таблица; рис. 7, 8), полученном по схеме трехслойной наплавки, отмечено появление трещин, которые являются следствием увеличения остаточных напряжений и роста со-



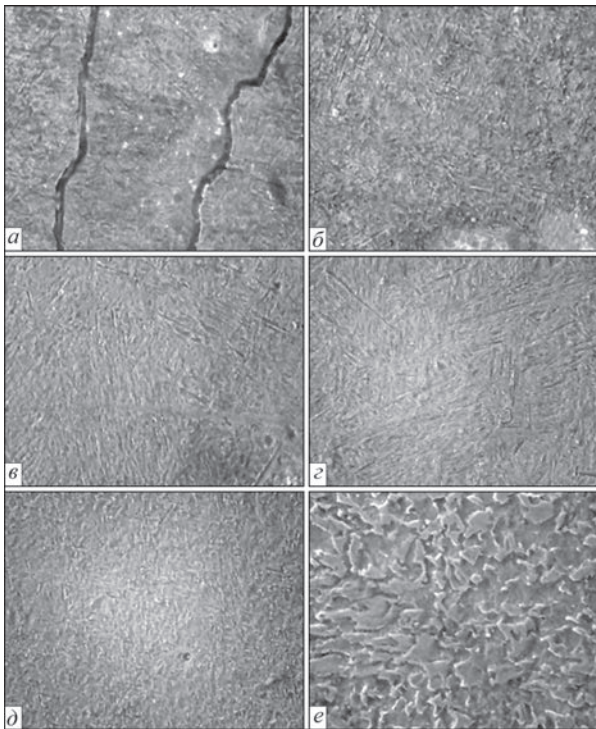


Рис. 8. Микроструктура ( $\times 400$ ) наплавленного металла образца № 6: а–е — соответственно точки 1–6 по рис. 7

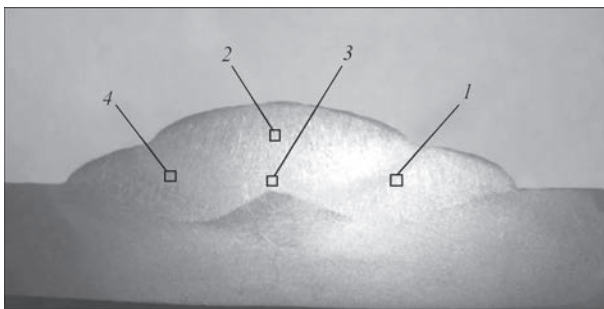


Рис. 9. Образец № 14 (наплавка без использования магнитного поля, эксцентриситет  $c = 0$  мм)

держания углерода не только по зонам отдельных валиков, но и по слоям нанесенного металла.

В частности, в микроструктуре третьего слоя наплавленного металла (рис. 7, точка 1) доля мартенсита максимальна и превышает 50 %. В микроструктуре наплавленного металла в месте перекрытия второго и третьего слоев (рис. 7, точка 2) также наблюдается повышенное содержание закалочной структуры в виде игольчатого мартенсита. В наплавленном металле второго слоя (точки 3 и 4) структура также закалочная и состоит из бейнита и мартенсита.

На рис. 9 приведен макрошлиф образца № 14 с указанием мест, в которых исследовалась микроструктура наплавленного металла (рис. 10). Наплавку этого образца выполняли без использования магнитного поля и с нулевым эксцентриситетом. В этом случае разница в балле зерна по выбранным точкам практически отсутствует. Значения твердости отличаются незначительно. Очевидно, происходит равномерное распределение по

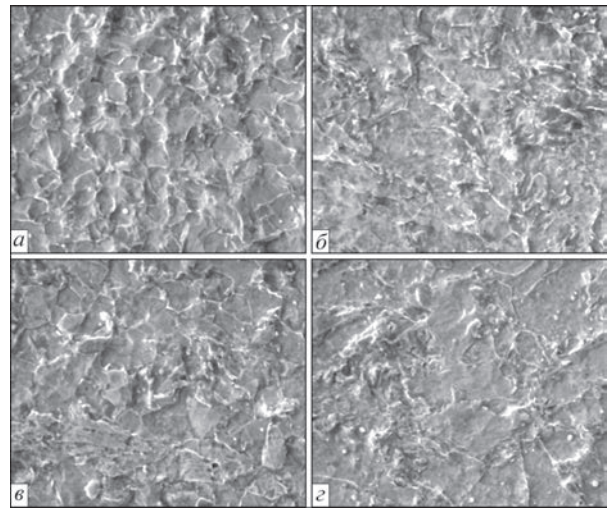


Рис. 10. Микроструктура ( $\times 600$ ) наплавленного металла образца № 14: а–е — соответственно точки 1–4 по рис. 9

объему валиков вносимых материалов с выравниванием содержания углерода.

### Выводы

1. Экспериментально подтверждена возможность получения слоев наплавленного металла с переменной структурой и свойствами при дуговой наплавке по предварительно нанесенной на наплавляемую поверхность шихте и действию внешнего магнитного поля.

2. В случае предварительного нанесения на наплавляемую поверхность углеродсодержащего материала выявлено увеличение концентрации углерода от слоя к слою. Это подтверждается увеличением доли закалочных структур в наплавленном металле, которая возрастает с 15...22 до 25...35 % во втором слое и более 50 % – в третьем. Закалочные структуры представлены игольчатым бейнитом и мартенситом.

3. Получены зависимости для прогнозирования твердости металла, наплавляемого при предварительном нанесении на наплавляемую поверхность отдельными полосами углеродсодержащего и модифицирующего материалов.

### Список литературы

1. Гаркунов Д. Н. (1989) *Триботехника*. Москва, Машиностроение.
2. Костецкий Б. И. (1975) *Надежность и долговечность машин*. Киев, Техника.
3. Крагельский И. В., Добычин М. Н., Комбалов В. С. (1977) *Основы расчетов на трение и износ*. Москва, Машиностроение.
4. Власов В. М. (1987) *Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей*. Москва, Машиностроение.
5. Фрумин И. И. (1961) *Автоматическая электродуговая наплавка*. Харьков, Металлургиздат.
6. Тылкин М. А. (1971) *Повышение долговечности деталей металлургического оборудования*. Москва, Металлургия.
7. Рябцев И. А., Кондрачев И. А. (1999) *Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования*. Киев, Экотехнология.



8. Лещинский Л. К., Гулаков С. В., Степнов К. К., Носовский Б. И. (1985) Валки с наплавленным слоем новой конструкции повышают эффективность работы прокатных станков. *Сб. Наплавка. Опыт и эффективность применения*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона, сс. 17-20.
9. Гулаков С. В., Головачев М. В., Аленгос Н. Н. (1990) Автоматизированное оборудование для дуговой наплавки рабочего слоя с регламентированным распределением свойств. *Сб. Оборудование и материалы для наплавки*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона, сс. 14-17.
10. Соколов Г. Н., Лысак В. И. (2005) *Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей*. Волгоград, РПК «Политехник».
11. Савуляк В. І., Заболотний С. А., Шенфельд В. Й. (2010) Наплавлення високовуглецевих покриттів з використанням вуглецевих волокон. *Проблеми трибології*, **1**, 66-70.
12. Перемитько В. В. (2014) Износостойкая дуговая наплавка по слою легирующей шихты. *Автоматическая сварка*, **8**, 56-59.
13. Перемитько В. В., Носов Д. Г. (2015) Оптимизация режимов дуговой наплавки под флюсом по слою легирующей шихты деталей ходовой части гусеничных машин. *Там же*, **5-6**, 49-51.

## References

1. Garkunov, D.N. (1989) *Tribo-engineering*. Moscow, Mashinostroenie.
2. Kostetsky, B.I. (1975) *Reliability and service life of machines*. Kiev, Tekhnika.
3. Kragelsky, I.V., Dobychin, M.N., Kombalov, V.S. (1977) *Calculation principles on friction and wear*. Moscow, Mashinostroenie.
4. Vlasov, V.M. (1987) *Working capacity of strengthened rubbing surfaces*. Moscow, Mashinostroenie.
5. Frumin, I.I. (1961) *Automatic electric arc surfacing*. Kharkov, Metallurgizdat.
6. Tytkin, M.A. (1971) *Improvement of life of metallurgical equipment parts*. Moscow, Metallurgiya.
7. Ryabtsev, I.A., Kondratiev, I.A. (1999) *Mechanized electric arc surfacing of metallurgical equipment parts*. Kiev, Ekotekhnologiya.
8. Leshchinsky, L.K., Gulakov, S.V., Stepnov, K.K. et al. (1985) New design rolls with deposited layer increase operating efficiency of mills. In: *Surfacing. Experience and efficiency of application*. Kiev, PWI, 17-20.
9. Gulakov, S.V., Golovachev, M.V., Alengos, N.N. (1990) Automated equipment for arc surfacing of working layer with regulated distribution of properties. In: *Equipment and materials for surfacing*. Kiev, PWI, 14-17.
10. Sokolov, G.N., Lysak, V.I. (2005) *Surfacing of wear-resistant alloys on press dies and tool for hot deforming of steels*. Volgograd, RPK Politechnik.
11. Savulyak, V.I., Zabolotny, S.A., Shenfeld, V.I. (2010) Surfacing of high-carbon coatings using the carbon fibers. *Problemy Trybologii*, **1**, 66-70.
12. Peremitko, V.V. (2014) Wear-resistant arc surfacing over the layer of alloying charge. *The Paton Welding J.*, **8**, 54-57.
13. Peremitko, V.V., Nosov, D.G. (2015) Optimization of modes of submerged arc surfacing over the layer of alloying charge of caterpillar machine running gear parts. *Ibid*, **5-6**, 44-46.

В. В. Перемитько, А. І. Панфілов

Дніпровський державний технічний університет.  
51918, м. Кам'янське, вул. Дніпробудівельна, 2.  
E-mail: welding@dstu.dp.ua

ДУГОВА НАПЛАВКА ШАРІВ МЕТАЛУ  
ЗМІННОГО СКЛАДУ ТА ТВЕРДОСТІ

При дуговому наплавленні по шару легуючої шихти визначені умови отримання по зонах окремих валиків шарів зі змінним складом і структурою. На наплавлювану поверхню попередньо наносили вуглецевмісткі волокна смугами, ширина і відстань між якими вибиралися з умови розміщення торця електрода зі зміщенням щодо краю смуг. Для фіксації волокон використовували ґрунтовку, в яку додавали залізний порошок і аеросил  $\text{SiO}_2$ . При проведенні експериментів змінювали кількість шарів, які наносяться, ексцентриситет в розташуванні смуг відносно вісі електродного дроту, а також індукцію зовнішнього магнітного поля. Встановлено різницю в твердості металу по ширині наплавлених валиків (до  $HRC\ 9...12$ ) і послідовно нанесених шарів (до  $HRC\ 15...25$ ). Твердість досягає максимальних значень при ексцентриситеті  $c = 4$  мм і індукції  $B = 40...80$  мТл, а також при  $c = 10...12$  мм і  $B$  до 40 мТл. Спостерігається зростання твердості при збільшенні кількості шарів, які наносяться. Металографічний аналіз зафіксував збільшення частки гартівних структур (у вигляді голчастого бейніту та мартенситу) з 15...22 до 25...35 % у другому шарі і більше 50 % — у третьому. Бібліогр. 13, табл. 1, рис. 10.

**Ключові слова:** дугова наплавка по легуючій шихті, наплавлений метал, твердість, мікроструктура наплавленого металу, керуюче магнітне поле, вуглецевмістке волокно

V. V. Peremitko, A. I. Panfilov

Dnieper State Technical University.  
2 Dneprostroyevskaya, 51918, Kamenskoye, Ukraine.  
E-mail: welding@dstu.dp.ua

## ARC SURFACING OF LAYERS OF METAL OF VARYING COMPOSITION AND HARDNESS

In arc surfacing over the layer of alloying charge, the conditions for producing layers with variable composition and structure in the zones of separate beads were determined. On the deposited surface the carbon-containing fibres were preliminarily applied in bands, the width and distance between which were selected from the conditions of positioning the end of the electrode with displacement relative to the edge of the bands. To fix the fibres, a primer was used, into which the iron powder and aerosil  $\text{SiO}_2$  were added. During the experiments a number of deposited layers, the eccentricity in the arrangement of bands relative to the axis of electrode wire, as well as the induction of external magnetic field were changed. The difference in hardness of the metal across the width of the deposited beads (up to  $HRC\ 9...12$ ) and the successively deposited layers (up to  $HRC\ 15...25$ ) was established. The hardness reaches its maximum values at the eccentricity  $c = 4$  mm and induction  $B = 40...80$  mT and also at  $c = 10...12$  mm and  $B$  up to 40 mT. The increase in hardness is observed with increase in the amount of deposited layers. The metallographic analysis recorded an increase in the fraction of hardened structures (in the form of acicular bainite and martensite) from 15...22 to 25...35 % in the second layer and more than 50% in the third one. 13 Ref., 1 Table, 10 Figures.

**Keywords:** arc surfacing over the alloying charge, deposited metal, hardness, microstructure of deposited metal, controlled magnetic field, carbon-containing fibre

Поступила в редакцію 16.04.2017

# ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОДОГРЕВА И ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ДИСПЕРСИОННО-УПРОЧНЕННЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ КРЕМНИЕМ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЭЛС

С. В. АХОНИН, Э. Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ, В. Ю. БЕЛОУС, И. К. ПЕТРИЧЕНКО

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

Титановые сплавы имеют высокую прочность и коррозионную стойкость в широком диапазоне температур. При разработке перспективных сплавов необходимо повышать как рабочие температуры деталей и узлов будущих двигателей, так и их удельную прочность. В работе изучено влияние предварительного подогрева и локальной термообработки на структуру и свойства сварных соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой экспериментальных титановых сплавов, легированных кремнием — псевдо  $\alpha$ -сплава Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1V-0,6Si и ( $\alpha+\beta$ )-сплава Ti-4,3Al-4,4Sn-6Zr-1,6Mo-0,7V-4,3Nb-0,4Si. Сварные соединения дисперсионно-упрочненного титанового ( $\alpha+\beta$ )-сплава Ti-4,3Al-4,4Sn-6Zr-1,6Mo-0,7V-4,3Nb-0,4Si имеют более высокий предел прочности, достигающий 1277 МПа, что соответствует 90 % прочности самого сплава. Долговременная прочность  $\sigma_{100}$  при температуре 600 °С сварного соединения титанового сплава Ti-4,3Al-4,4Sn-6Zr-1,6Mo-0,7V-4,3Nb-0,4Si составляет около 260 МПа, что находится на уровне 93 % длительной прочности основного металла. Библиогр. 12, рис. 4, табл. 3.

*Ключевые слова:* титан, титановые сплавы, дисперсионное упрочнение, электронно-лучевая сварка, структура, свойства, прочность, долговременная прочность

Титановые сплавы имеют высокую прочность и коррозионную стойкость в широком диапазоне температур. При разработке конкурентоспособных двигателей необходимо повышать как рабочие температуры деталей и узлов будущих двигателей, так и их удельную прочность [1]. В первую очередь этого можно достичь за счет повышения легирования титанового сплава. Традиционно жаропрочные титановые сплавы, такие как BT3, BT9, BT8 относятся к группе псевдо  $\alpha$ -сплавов, однако в последние годы проводятся исследования в направлении разработки и двухфазных жаропрочных ( $\alpha+\beta$ )-титановых сплавов. Так, например, жаропрочный сплав BT25U [2], у которого  $\sigma_b = 1080$  МПа при 20 °С и  $\sigma_b = 784$  МПа при 550 °С, что превышает соответствующие значения многих жаропрочных однофазных  $\alpha$ -сплавов или псевдо  $\alpha$ -сплавов [3]. В случае с дисперсионно-упрочненными ( $\alpha+\beta$ )-титановыми сплавами их прочность также выше, что делает их потенциально более перспективными для применения в двигателестроении [4, 5]. Кремний как легирующий элемент повышает жаропрочность титановых сплавов за счет блокирования движения дислокаций. Однако растворимость кремния в  $\alpha$ -титане очень небольшая — на уровне десятых долей процента (менее 0,2 % при 600 °С). Даже небольшие изменения концентрации кремния могут приводить к изменению свойств

как основного металла (ОМ), так и их сварных соединений. Существенным недостатком дисперсионно-упрочненных титановых сплавов является сложность сварки, связанная с возникновением холодных трещин в сварных соединениях. Поэтому электронно-лучевая сварка (ЭЛС) таких сплавов требует применения дополнительных технологических операций, таких как предварительный подогрев и послесварочная термообработка. Усложнение процесса изготовления деталей из жаропрочных титановых сплавов требует совершенствования технологии их сварки, особенно титановых сплавов, дополнительно легированных кремнием.

Целью работы является определение влияния предварительного подогрева и локальной термообработки в камере для ЭЛС на свойства сварных соединений экспериментальных титановых сплавов, легированных кремнием.

Изучались свойства сварных соединений, выполненных ЭЛС, двух типов титановых сплавов, которые относятся к псевдо  $\alpha$ -сплавам и ( $\alpha+\beta$ )-сплавам: сплав 1 (Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1V-0,6Si — псевдо  $\alpha$ -сплав с коэффициентом стабилизации  $\beta$ -фазы  $K_\beta = 0,1$ ); сплав 2 (Ti-4,3Al-4,4Sn-6Zr-1,6Mo-0,7V-4,3Nb-0,4Si — двухфазный ( $\alpha+\beta$ )-сплав мартенситного типа с  $K_\beta = 0,33$ ).

Выплавку слитков осуществляли на гарнисажной электронно-лучевой установке ИСВ-004

Таблица 1. Химический состав дисперсионно-упрочненных титановых сплавов, легированных кремнием

Сплав	Содержание легирующих элементов, мас. %							$K_\beta$
	Al	Sn	Zr	Mo	V	Nb	Si	
1	5,6	2,2	3,5	0,4	1,0	-	0,6	0,1
2	4,3	4,4	6,0	1,6	0,7	4,3	0,4	0,33

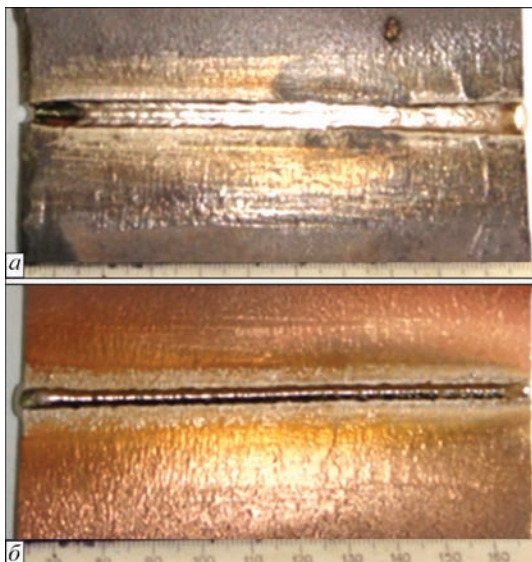


Рис. 1. Внешний вид сварного соединения титанового сплава 2 с предварительным электронно-лучевым подогревом при температуре 200 °С: а — лицевая сторона; б — корень шва

[6]. Химический состав обоих сплавов приведен в табл. 1. Полученные слитки прокатывались до толщины 13 мм. После проката для стабилизации структуры и снятия напряжений пластины подвергались отжигу при температуре 800 °С на протяжении 1 ч.

Выполняли сварку образцов размером 150×70×13 мм. Сварку осуществляли за один проход на установке ЭЛА60/60. Для каждого из этих исследуемых сплавов были выполнены три разных предварительных нагрева до 200, 300 и 400 °С, контроль температуры осуществлялся с помощью термопар, прикрепленных с корневой

стороны шва. Подробная методика опубликована в работе [7]. Сварку выполняли на режиме:  $U_{\text{уск}} = 60$  кВт,  $I_{\text{луча}} = 80$  мА,  $V = 7$  мм/с. Внешний вид сварного соединения опытного ( $\alpha+\beta$ )-титанового сплава с дисперсионным упрочнением, выполненного ЭЛС с предварительным подогревом и последующей локальной электронно-лучевой термообработкой, приведен на рис. 1.

Среди дефектов, которые чаще всего наблюдались в сварных соединениях обоих сплавов, были холодные трещины, причем трещины образовывались как в верхней части швов, так и в зоне термического влияния (ЗТВ). Эффективным технологическим приемом для предотвращения холодных трещин при ЭЛС является локальная термообработка непосредственно после сварки [8]. Поэтому для получения свободных от трещин качественных соединений непосредственно после сварки выполняли локальную термообработку (ЛТО) полученных соединений в лучевой камере. ЛТО включала нагрев до 900 °С и выдержку на протяжении 5 мин. После ЛТО холодные трещины в соединении отсутствуют.

Экспериментальный сплав 1 в состоянии после проката и последующего отжига имеет пластинчатую структуру с концентрацией силицидов на границах пластин (рис. 2, а), что связано с тем, что содержание кремния в этом сплаве находится выше предела его растворимости в  $\alpha$ -фазе. Как известно, максимальная растворимость кремния в  $\alpha$ -фазе составляет 0,45 % при температуре 860 °С, а минимальная менее 0,2 % при 600 °С [9]. Кроме того, растворимость кремния в титане может снижаться при наличии других легирующих эле-

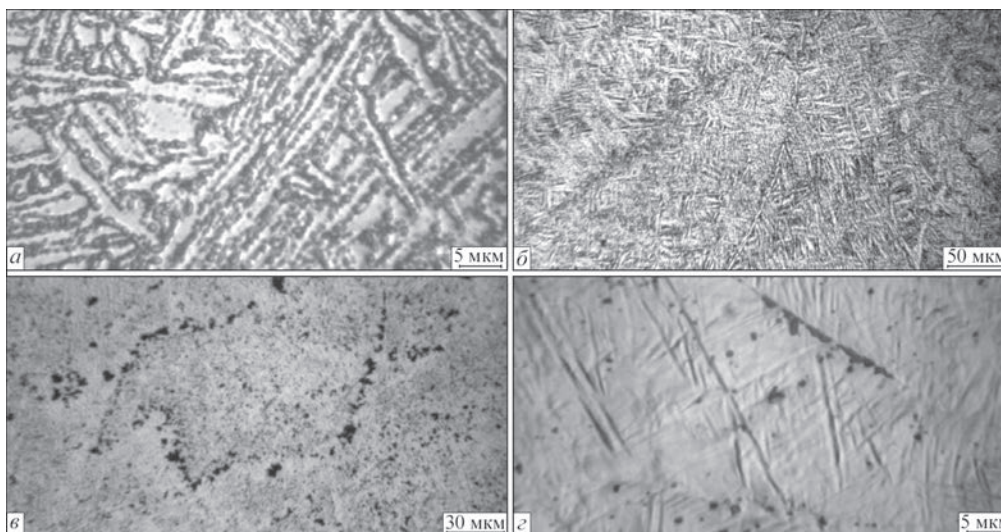


Рис. 2. Микроструктура ОМ (а) и металла шва дисперсионно-упрочненного титанового сплава 1, выполненного ЭЛС (б–г)



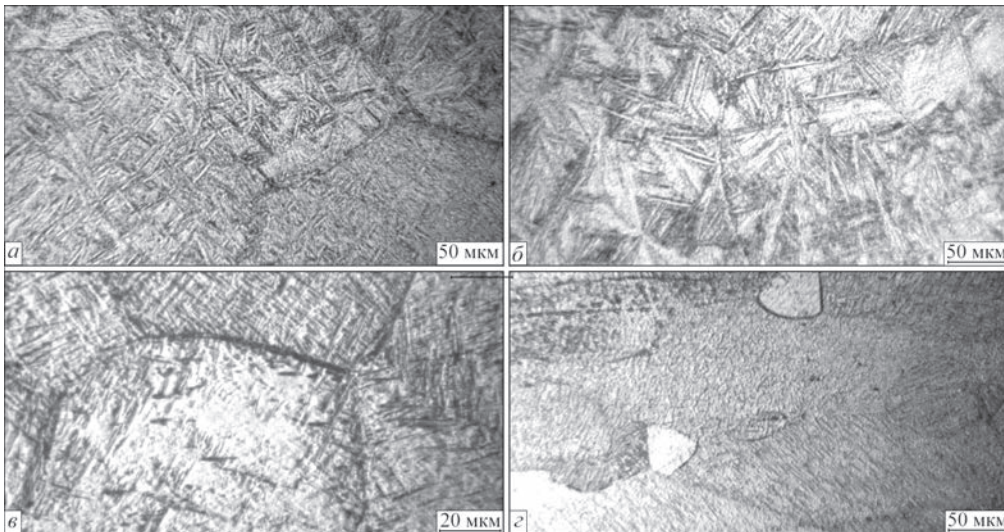


Рис. 3. Микроструктура металла ЗТВ дисперсионно-упрочненных титановых сплавов, выполненных ЭЛС: а, б — сплав 1; в, г — сплав 2 (а, в, г — после сварки; б — после ЛТО)

ментов, таких как, например, алюминий [10, 11]. Исследования структуры выполненных сварных соединений показали, что металл шва экспериментального сплава 1 в состоянии после сварки и ЛТО состоит из удлиненных в направлении теплоотвода первичных  $\beta$ -зерен с пластинчатой  $\alpha$ -фазой в объеме зерен (рис. 2, б). После сварки частицы силицидов локализуются как по границам  $\beta$ -зерен, так и в объеме зерна (рис. 2, в). Размер пластинчатой  $\alpha'$ -фазы составляет 0,3...1,5 мкм, а силицидных выделений — 0,1...0,2 мкм. После термообработки частицы силицидов располагаются преимущественно на границах  $\alpha$ -пластин (рис. 2, г) как и в ОМ. В околошовной зоне ЗТВ после нагрева до температур, превышающих температуру полиморфного превращения (ТПП), формируются большие равноосные зерна  $\beta$ -фазы. При охлаждении до температур ниже ТПП в объеме первичных  $\beta$ -зерен также, как и в шве, происходит  $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращение с формированием пластинчатой  $\alpha'$ -фазы (рис. 3, а). После термообработки силициды также преимущественно обрамляют границы  $\alpha$ -пластин (рис. 3, б).

В работе [12] показано, что для структурно-фазового состояния металла зоны сплавления сварного соединения титанового сплава 1 характерно формирование пластинчатых  $\alpha$ - и  $\beta$ -структур вытянутой формы, при этом образуются фазовые выделения интерметаллидов различного стехиометрического состава, такие как  $Ti_3Si$ ;  $Ti_5Si_3$ ;  $(Ti, Zr)_5(Si, Al)_3$ ;  $(Ti, Zr)_2(Si, Al)$  и  $TiSi$ . Эти интерметаллидные фазы существенно отличаются как по размерам, так и по их распределению. Средний диаметр интерметаллидных выделений составляет 0,1...0,2 мкм. Места фазовых выделений сопровождаются образованием в этих зонах плотных дислокационных скоплений. Наличие сильно вытянутых структурно-фазовых образований спо-

собствует снижению пластичности металла сварного соединения и, соответственно, увеличению склонности к образованию трещин [12].

Экспериментальный сплав 2 относится к  $(\alpha+\beta)$ -сплавам мартенситного типа. Содержание кремния в этом сплаве находится несколько выше предела его растворимости в  $\alpha$ -фазе. ОМ сплава 2 имеет тонкопластинчатую структуру (рис. 4, а). Сварной шов этого сплава состоит из первичных  $\beta$ -зерен различной формы (рис. 4, б). В объеме первичных зерен фиксируется метастабильная мартенситная  $\alpha'$ -фаза (рис. 4, в). На фоне игольчатой структуры заметны очень дисперсные частицы силицидов титана, расположенные как на границах, так и в объеме зерна (рис. 4, г).

В ЗТВ сплава 2 можно выделить три структурно отличающиеся участка. Околошовная зона состоит из равноосных полиэдрических первичных  $\beta$ -зерен с игольчатой морфологией  $\alpha'$ -фазы (рис. 3, в). Далее от шва расположен участок ЗТВ, где происходит частичная рекристаллизация с образованием мелких равноосных зерен. Вблизи ОМ находится участок ЗТВ, который нагревался до температур, ниже ТПП и температуры рекристаллизации, и наследует структуру ОМ, но имеет слабую травимость. В некоторых локальных местах ЗТВ мелкие равноосные зерна окружены эвтектикой (рис. 3, г) с высоким содержанием кремния. Микроструктура в зоне сплавления представлена также, как и для псевдо- $\alpha$ -сплава пластинчатыми  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами мартенситного типа. В целом структура металла шва и ЗТВ сплава 2 более однородная и мелкодисперсная по сравнению со сплавом 1. Как показано в работе [12], главное отличие в структуре ЗТВ соединений этих сплавов состоит в меньших размерах ( $\alpha$ ,  $\beta$ )-составляющих и интерметаллидных фаз. Так, размеры пластинчатых структур составляют 0,2...0,5 мкм, а средний ди-

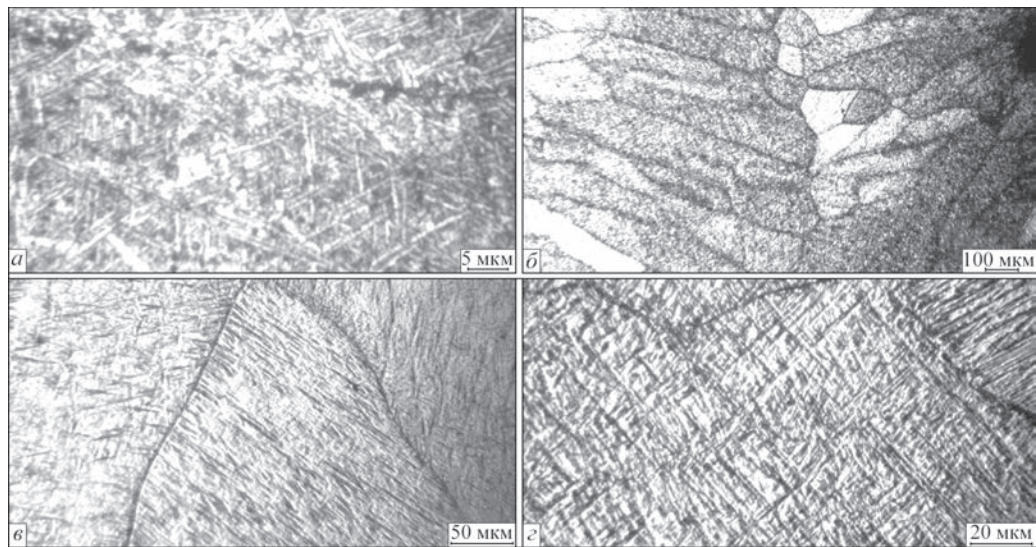


Рис. 4. Микроструктура ОМ (а) и металла шва дисперсионно-упрочненного титанового сплава 2, выполненного ЭЛС (б–г)

аметр интерметаллидных выделений составляет 0,01...0,06 мкм, что меньше в 2...3 раза в поперечном сечении по сравнению с соответствующей зоной псевдо- $\alpha$ -сплава. При этом распределение силицидных и интерметаллидных фаз более равномерное по объему всего металла.

Таким образом, дисперсионно-упрочненный титановый сплав 2 имеет меньшие размеры ( $\alpha$ ,  $\beta$ )-составляющих, а также силицидных и интерметаллидных фаз, по сравнению со сплавом 1, но наличие вытянутых пластинчатых структур будет способствовать, хотя и в меньшей степени, снижению пластичности и соответственно к появлению склонности к образованию трещин в сварном соединении, что указывает на необходимость локальной послесварочной термической обработки.

Анализ механических характеристик сварных соединений обоих сплавов представлен в табл. 2.

Прочность сварных соединений сплава 2 выше на 8 % прочности соединений сплава 1 при практически равной ударной вязкости образцов с острым надрезом. Увеличение температуры предварительного подогрева до 300 и 400 °С не сказывается благоприятно на свойствах сварных соединений, а приводит к снижению ударной вязкости соединений обоих сплавов.

Проведенные исследования позволили сделать вывод, что для ЭЛС сплава 2 оптимальной температурой предварительного подогрева является 200 °С. В этом случае прочность сварных соединений находится на уровне 90 % прочности ОМ.

Поскольку сварные соединения дисперсионно-упрочненного титанового сплава 2 имеют более однородную структуру с меньшими в 2..3 раза размерами ( $\alpha$ ,  $\beta$ )-составляющих и силицидных фаз, а также более высокие механические свой-

Таблица 2. Механические свойства основного металла и сварных соединений дисперсионно-упрочненных титановых сплавов, выполненных ЭЛС\*

Материал	Температура предварительного подогрева, °С	Температура (°С); продолжительность (мин) ЛТО	$\sigma_r$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	Ударная вязкость KCV, Дж/см <sup>2</sup>	Примечания
Сплав 1	-	-	1106,4	1208,2	9,05	Основной металл
	-	-		1309,7	-	Хрупкое разрушение
	200	-		1187,6	5,4	Хрупкое разрушение
	200	900; 10	810,5	1182,9	5,3	-
	300	-	-	1167,7	5,1	-
	300	900; 10	743,3	1089,0	4,9	-
	400	-	-	1192,0	4,4	-
	400	900; 10	789,8	1132,8	3,4	-
Сплав 2	-	-	1329,2	1422,2	4,2	Основной металл
	-	-	-	1360,2	2,2	Хрупкое разрушение
	200	-	-	1293,0	4,7	-
	200	900; 10	-	1277,8	4,6	-
	300	-	-	1241,6	4,8	-
	300	900; 10	-	1219,8	4,5	-
	400	-	-	1329,7	4,5	-
	400	900; 10	-	1274,9	1,8	-

\* Приведенные средние значения после испытания трех образцов.



Таблица 3. Длительная прочности титанового сплава 2 и его сварных соединений при температуре 600 °С

Тип образца	Нагрузка $\sigma$ , МПа	Время до разрушения, $\tau$ , ч	Относительное удлинение $\delta$ , %	Относительное сужение $\psi$ , %
Основной металл	650	2,15	9,2	18,6
	600	3,10	14,6	39,2
	450	19,00	26,9	50,6
	400	19,30	22,0	61,6
	350	26,30	26,4	54,9
	300	58,00	21,3	69,7
Сварное соединение	260	87,00	11,9	18,3
	260	120,00	9,2	6,75
	300	37,00	10,4	13,9

ства, то для этого сплава были выполнены исследования на длительную прочность как самого сплава, так и его сварных соединений. Испытания проводили согласно ГОСТ 10145–81 «Металлы. Метод испытания на длительную прочность». Для этого были изготовлены стандартные образцы типа МИ-83 с цилиндрической частью диаметром 5,0 мм, которые устанавливали в захваты разрывной машины МП-3Г (ГОСТ 1533–81). Температура испытаний образцов составляла 600 °С и поддерживалась постоянной с точностью  $\pm 2$  °С. Полученные результаты приведены в табл. 3.

Анализ полученных результатов позволил построить зависимость: нагрузка ( $\sigma$ , МПа) — время до разрушения ( $\tau$ , ч) и сделать следующие выводы: долговременная прочность  $\sigma_{100}$  ОМ титанового сплава 2 с дисперсионным упрочнением составляет около 280 МПа, долговременная прочность  $\sigma_{100}$  сварного соединения титанового сплава 2 составляет около 260 МПа.

Таким образом, проведенные исследования позволили сделать вывод, что длительная прочность сварного соединения титанового сплава 2 с дисперсионным упрочнением, полученного методом ЭЛС с предварительным подогревом при температуре 200 °С и ЛТО электронным лучом в сварочной камере при температуре 600 °С находится на уровне 93 % длительной прочности ОМ.

### Выводы

1. Сварные соединения, выполненные ЭЛС, дисперсионно-упрочненного титанового псевдо  $\alpha$ -сплава Ti–5,6Al–2,2Sn–3,5Zr–0,4Mo–1V–0,6Si имеют размеры  $\alpha'$ -фазы в пределах 0,3...1,5 мкм, силицидных выделений 0,1...0,2 мкм, при этом предел прочности соединений достигает 1182 МПа, что составляет 97 % прочности самого сплава.

2. Сварные соединения дисперсно-упрочненного титанового ( $\alpha+\beta$ )-сплава Ti–4,3Al–4,4Sn–6Zr–1,6Mo–0,7V–4,3Nb–0,4Si имеют высокий предел прочности, достигающий 1277 МПа, что соответствует 90 % прочности самого сплава, а также в 2...3 раза меньшие размеры ( $\alpha$ ,  $\beta$ )-составляющих и интерметаллидных фаз, однако склонны к обра-

зованию трещин и требуют проведения локальной послесварочной термической обработки.

3. Оптимальная температура предварительного подогрева при ЭЛС жаропрочных титановых  $\alpha$ -сплава Ti–5,6Al–2,2Sn–3,5Zr–0,4Mo–1V–0,6Si и ( $\alpha+\beta$ )-сплава Ti–4,3Al–4,4Sn–6Zr–1,6Mo–0,7V–4,3Nb–0,4Si составляет 200 °С.

4. Долговременная прочность  $\sigma_{100}$  при температуре 600 °С сварного соединения титанового сплава Ti–4,3Al–4,4Sn–6Zr–1,6Mo–0,7V–4,3Nb–0,4Si составляет около 260 МПа, что находится на уровне 93 % длительной прочности ОМ.

### Список литературы

1. Мухин В. С. (2007) *Основы технологии машиностроения (авиадвигателестроения)*. Уфа, Изд-во УГАТУ.
2. Ильенко В. М., Шалин Р. Е. (1995) Титановые сплавы для авиационных газотурбинных двигателей. *Титан (ВИЛС)*, 1-2, 25.
3. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*: Справочник. Москва, ВИЛС – МАТИ.
4. Иванов В. И., Ясинский К. К. (1996) Эффективность применения жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов Ti<sub>3</sub>Al и TiAl для работы при температурах 600...800 °С в авиакосмической технике. *Технология легких сплавов*, 3, 12–25.
5. Солонина О. П., Глазунов С. Г. (1996) *Жаропрочные титановые сплавы*. Справочник. Москва, Металлургия.
6. Левицкий Н. И., Матвинец Е. А., Лапшук Т. В. и др. (2012) Получение сложнолегированных титановых сплавов методом электронно-лучевой гарнисажной плавки. *Металл и литье Украины*, 4, 6–9.
7. Вржижевский Э. Л., Сабокар В. К., Ахонин С. В., Петриченко И. К. (2013) Влияние локальной термической обработки при ЭЛС титановых сплавов с силицидным упрочнением на механические свойства металла швов. *Автоматическая сварка*, 2, 21–24.
8. Лясоцкая В. С., Лысенков Ю. Т. Герасименко А. В. и др. (1985) Влияние локальной термической обработки на структуру и свойства сварных соединений сплава ВТ6ч. *Авиационная промышленность*, 11, 57–59.
9. Аношкин Н. Ф., Сигалов Ю. М. (2002) Титановые сплавы с повышенной жаропрочностью. *Технология легких сплавов*, 1, 38–50.
10. Цвиккер У. (1979) *Титан и его сплавы*. Москва, Металлургия.
11. Корнилов И. И., Будберг П. Б. (1961) *Диаграммы состояния двойных и тройных систем*. Москва, ВИНТИ.
12. Маркашова Л. И., Ахонин С. В., Григоренко Г. М. и др. (2012) Структура и свойства сварных соединений титановых сплавов, легированных кремнием. *Автоматическая сварка*, 11, 7–17.



## Preferences

1. Mukhin, V.S. (2007) *Principles of technology of machine building (aircraft engine building)*. Ufa, UGATU.
2. Iliencko, V.M., Shalin, R.E. (1995) Titanium alloys for aircraft gas-turbine engines. *Titan (VILS)*, **1-2**, 25.
3. Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*: Refer. book. Moscow, VILS-MATI.
4. Ivanov, V.I., Yasinsky, K.K. (1996) Efficiency of application of heat-resistant alloys based on Ti3Al and TiAl intermetallics for operation at temperatures of 600-800 °C in aerospace engineering. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **3**, 12-25.
5. Solonina, O.P., Glazunov, S.G. (1996) *Heat-resistant titanium alloys*: Refer. Book. Moscow, Metallurgiya.
6. Levitsky, N.I., Matvinets, E.A., Lapshuk, T.V. et al. (2012) Producing of complexly-doped titanium alloys by method of electron-beam skull melting. *Metall i Lityo Ukrainy*, **4**, 6-9.
7. Vrzhezhevsky, E.L., Sabokar, V.K., Akhonin, S.V. et al. (2013) Influence of local heat treatment at EBW of titanium alloys with silicide strengthening on mechanical properties of weld metal. *The Paton Welding J.*, **2**, 20-23.
8. Lyasotskaya, V.S., Lysenkov, Yu.T., Gerasimenko, A.V. et al. (1985) Influence of local heat treatment on structure and properties of VT6ch alloy welded joints. *Avitsionnaya Promyshlennost*, **11**, 57-59.
9. Anoshkin, N.F., Sigalov, Yu.M. (2002) Titanium alloys with higher heat resistance. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **1**, 38-50.
10. Zvikker, U. (1979) *Titanium and its alloys*. Moscow, Metallurgiya.
11. Kornilov, I.I., Budberg, P.B. (1961) *State diagrams of binary and ternary systems*. Moscow, VINITI.
12. Markashova, L.I., Akhonin, S.V., Grigorenko, G.M. et al. (2012) Structure and properties of welded joints on titanium alloys containing silicon additions. *The Paton Welding J.*, **11**, 6-15.

С. В. Ахонін, Е. Л. Вржижевський,  
В. Ю. Білоус, І. К. Петриченко

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

### ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОГО ПІДІГРІВУ І ЛОКАЛЬНОЇ ТЕРМООБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ З'ЄДНАНЬ ДИСПЕРСІЙНО-ЗМІЦНЕНИХ ЛЕГОВАНИХ КРЕМНІЄМ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ВИКОНАНИХ ЕПЗ

Титанові сплави мають високу міцність і корозійну стійкість в широкому діапазоні температур. При розробці перспективних сплавів необхідно підвищувати як робочі температури деталей і вузлів майбутніх двигунів, так і їх питому міцність. В роботі вивчався вплив попереднього підігріву та локальної термообробки на структуру і властивості зварних з'єднань,

виконаних електронно-променевим зварюванням експериментальних титанових сплавів, легОВАНИХ КРЕМНІЄМ — псевдо  $\alpha$ -сплаву Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1V-0,6Si і ( $\alpha+\beta$ )-сплаву Ti-4,3Al-4,4Sn-6Zr-1,6Mo-0,7V-4,3Nb-0,4Si. Зварні з'єднання дисперсійно-зміцненого титанового ( $\alpha+\beta$ )-сплаву Ti-4,3Al-4,4Sn-6Zr-1,6Mo-0,7V-4,3Nb-0,4Si мають більш високу межу міцності, що досягає 1277 МПа, що відповідає 90 % міцності самого сплаву. Довготривала міцність  $\sigma_{100}$  при температурі 600 °C зварного з'єднання титанового сплаву Ti-4,3Al-4,4Sn-6Zr-1,6Mo-0,7V-4,3Nb-0,4Si становить близько 260 МПа, що знаходиться на рівні 93 % тривалої міцності основного металу. Бібліогр. 12, рис. 4, табл. 3.

**Ключові слова:** титан, титанові сплави, дисперсійне зміцнення, електронно-променеве зварювання, структура, властивості, міцність, довготривала міцність

S. V. Akhonin, E. L. Vrzhezhevskii,  
V. Yu. Belous, I. K. Petrichenko

E. O. Paton Electric Welding Institute of NASU.  
11 Kazimir Malevich str., 03680.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

### INFLUENCE OF PREHEATING PARAMETERS AND LOCAL HEAT TREATMENT ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF DISPERSION-STRENGTHENED JOINTS OF SILICON-CONTAINING TITANIUM ALLOYS MADE BY ELECTRON BEAM WELDING

Titanium alloys have high strength and corrosion resistance in a broad temperature range. When developing promising alloys, it is necessary to increase both working temperatures of parts and components of future engines, and their specific strength. The work is a study of the influence of preheating and local heat treatment on the structure and properties of EB welded joints of experimental silicon-containing titanium alloys, namely pseudo  $\alpha$ -alloy Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1V-0.6Si and ( $\alpha+\beta$ )-alloy Ti-4.3Al-4.4Sn-6Zr-1.6Mo-0.7V-4.3Nb-0.4Si. Welded joints of dispersion strengthened titanium ( $\alpha+\beta$ )-alloy Ti-4.3Al-4.4Sn-6Zr-1.6Mo-0.7V-4.3Nb-0.4Si have higher ultimate strength, reaching 1277 A that corresponds to 90% of that of the alloy proper. Long-term strength  $\sim 100$  at 600 C temperature of welded joint of Ti-4.3Al-4.4Sn-6Zr-1.6Mo-0.7V-4.3Nb-0.4Si titanium alloy is equal to about 260 MPa that is on the level of 93% of long-term strength of base metal. 12 References, 4 Figures, 3 Tables.

**Keywords:** titanium, titanium alloy, dispersion strengthening, electron beam welding, structure, properties, strength, long-term strength

Поступила в редакцію 15.05.2017

## XVIII МЕЖДУНАРОДНАЯ ВЫСТАВКА «СВАРКА/WELDING 2017»

С 25 по 28 апреля 2017 г. в г. Санкт-Петербурге прошла XVIII международная выставка «Сварка/Welding 2017». Ведущие специалисты собрались в конгрессно-выставочном центре (КВЦ) «Экспо-Форум», чтобы обсудить вопросы модернизации отрасли и передовые технологии сварочного производства, выставка-конгресс объединила свыше 4000 специалистов. Свою продукцию и разработки презентовали более 100 компаний из Бельгии, Германии, Индии, КНР, России, Франции, Швейцарии, Эстонии.

В этом году выставка обновила формат, расширила деловую программу, превратившись в главную площадку страны для обсуждения стратегии развития индустрии. Центральным событием конгрессной части выставки стало пленарное заседание «Актуальные проблемы повышения эффективности сварочного производства», прошедшее при поддержке Минпромторга РФ. Представители органов власти и ведущие эксперты обозначили проблемы и пути развития сварочного производства, выявили потребности российской промышленности и обсудили вопрос подготовки высококвалифицированных кадров. В. Силуянов, советник отдела развития современных высокотехнологичных средств производства Департамента станкостроения и инвестиционного машиностроения Минпромторга РФ, отметил, что поддержка сварочной отрасли является одним из приоритетов в работе правительства, поскольку от ее модернизации зависит общее состояние развития промышленного производства нашей страны. «В Минпромторге работает научно-координационный совет по развитию сварки и родственных технологий, министерство объединило на своей площадке представителей предприятий ОПК, ракетно-космической отрасли, атомной промышленности, ТЭК, научных институтов, профсоюзов и ассоциаций».

О трудностях использования высокопроизводительных процессов сварки при строительстве конструкций для Арктики рассказал А. Ильин, д-р техн. наук, заместитель генерального директора ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей». Выступающий отметил, что применение высокопроизводительных технологий сварки для сварных конструкций, используемых в Арктике, должно контролироваться проведением сертификационных испытаний. Ю. Сараев, д-р техн. наук, главный научный сотрудник ИФПМ СО РАН, продолжил тему сварки на Севере, сделав акцент на надежности оборудования: «Все, что будет работать на Севере,



будет работать по всему миру, более критических условий эксплуатации не придумать — от 40 до –60 °С. Сварка как основной вид металлообработки определяет развитие промышленности в целом».

Вопросы подготовки кадров обсудили на заседании секции Научно-координационного совета по развитию сварки и родственных технологий в РФ Минпромторга России. Были затронуты аспекты, касающиеся профессионального стандарта для специальности «сварщик» и классификатора профессий. Как было отмечено, Минтруда разработало концепцию нового классификатора профессий, благодаря которому появятся дополнительные критерии отбора и сертификации будущих сварщиков. В рамках секции поднимались вопросы о подготовке кадров со средним профессиональным образованием.

При поддержке ПАО «Газпром» и ПАО «Транснефть» прошла международная научно-практическая конференция «Разработка и внедрение передовых технологий сварки и контроля качества сварных соединений на предприятиях нефтегазовой отрасли». Представители отраслевых компаний рассказали о технологиях и разработках, применяемых на производстве. По словам Е. Вышемирского, заместителя начальника производственно-технического управления ПАО «Газпром», начальника отдела главного сварщика, «Газпром» использует технологии высокопроизводительных сварочных комплексов, которые не только обеспечивают необходимый темп работ, высокие свойства и качество сварных соединений, но и снижают затраты на выполнение сварочно-монтажных работ. Кроме того, разрабатываются и внедряются новые эффективные технологии одно- и двухсторонней сварки труб большого диаметра, в том числе технологии комбинированной сварки.

В этом году экспозиция объединила ведущих российских и зарубежных производителей сварочного оборудования и материалов, которые представили новейшие технологии и продемонстрировали их внедрение в сварочное производство на промышленных предприятиях. Свою продукцию и разработки презентовали более 100 компаний.

Традиционно на выставке состоялись премьерные показы сварочных технологий, оборудования и материалов. Главная новинка этого года — разработка НПУ «УТС-Интеграция» — серийный самоходный агрегат лазерной сварки САЛС-1, готовый решать производственные задачи в условиях трассового строительства для предприятий нефтегазовой отрасли. Это уникальная, не имеющая мировых аналогов технология для сварки труб большого диаметра на основе волоконных лазеров, разработана в России. САЛС способен обеспечивать ведение строительства магистральных трубопроводов как поточно-расчлененным способом, так и строительство с выполнением сварки всех слоев стыка на одном посту.

Среди новинок также высокотехнологичное оборудование от ООО «ТБК»: машина сварочная внутренняя автоматическая АСМТ-1420 («ТБК»,

«ЭСО», Санкт-Петербург), предназначенная для автоматической сборки стыка, сварки корневого прохода в сварочно-монтажном потоке строительства магистральных трубопроводов. Разработка, производство и сборка машины АСМТ проводится силами российского производства.

Среди новинок систем неразрушающего контроля — измерительные системы контроля качества сварных соединений от компании «MT-Solutions GmbH».

В этом году экспозиция выставки была существенно расширена за счет Китайской национальной экспозиции, организованной партнером выставки — Китайским машиностроительным обществом (CMES). Высокотехнологичное сварочное оборудование, принадлежности и средства защиты сварщиков представили 17 компаний.

«Сварка/Welding» — ведущий форум передовых сварочных технологий в России и крупнейшая отраслевая площадка для конструктивного диалога власти, бизнеса и научного сообщества по вопросам развития сварочной индустрии.

Более подробная информация о выставке-конгрессе на сайте: [www.welding.expoforum.ru](http://www.welding.expoforum.ru)

По материалам пресс-релиза

## СЕССИЯ НАУЧНОГО СОВЕТА ПО НОВЫМ МАТЕРИАЛАМ

16–17 мая 2017 г. в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев) проходила ежегодная 22-я сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук (МАН). В заседании сессии приняли участие ученые и специалисты в области материаловедения из Беларуси, Грузии и Украины.

16 мая состоялось заседание секции «Конструкционные и функциональные наноматериалы для медицины».

Пленарное заседание сессии (17 мая 2017 г.) открыл чл.-кор. НАН Беларуси Ю. М. Плещакчевский (Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого, г. Гомель, Беларусь). В этом году пленарное заседание посвящено композиционным функциональным материалам. На нем было представлено 11 докладов по этой теме.

Первым на пленарном заседании заслушали доклад «Композиционные наноструктурные материалы и электронно-лучевая технология их получения», подготовленный академиком НАН Украины Б. А. Мовчаном (ИЭС). Известно, что процессы испарения и конденсации различных веществ в вакууме представляют уникальный

комплекс методов получения новых материалов и покрытий с микро- и наноразмерной структурой. Особого внимания заслуживает электронно-лучевое испарение и конденсация неорганических веществ в вакууме или процесс EB PVD. В докладе представлен краткий обзор работ ИЭС Украины по исследованию и разработке новых материалов и технологий их производства.

Электронно-лучевое испарение неорганических веществ в вакууме позволяет получать твердые композиционные неорганические вещества; жидкие композиционные вещества (жидкая органическая матрица с наночастицами металлов); дискретные наноразмерные металлические покрытия (островковые структуры) на порошках и гранулах неорганических и органических веществ.

Двухфазные твердые композиты, состоящие из металла (сплава) с равномерным распределением наночастиц неорганических веществ, получают испарением компонентов двумя независимыми электронно-лучевыми источниками с последующей конденсацией смешанного парового потока



на поверхности с температурой  $T_{\text{п}}$ , достаточной для формирования равновесных структур.

Жидкие композиционные вещества получают электронно-лучевым испарением металлов и последующим осаждением парового потока на поверхность жидкой органики. Испарение осуществляют с помощью испарителей реакторного типа, формирующих паровой поток заданной пространственной ориентации. Основные требования к жидкостям – совместимость с вакуумом (низкая упругость пара) и отсутствие химически активных центров (атомов, ионов, свободных радикалов и др.), образующих с вводимыми атомами новые структуры.

Электронно-лучевое оборудование, разработанное и изготовленное в ГП «Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ» обеспечивает реализацию всех рассмотренных технологических вариантов получения композиционных наноструктурных материалов и покрытий.

Чл.-кор. НАН Беларуси Ю. М. Плескачевский представил на сессии доклад «Системный анализ физико-химических процессов в наполненных полимерных композитах». Основная часть доклада посвящена современному состоянию и перспективам применения полимеров и композитов на их основе в XXI веке. К полимерам относятся: традиционные массового потребления, полученные по новым технологиям на усовершенствованных каталитических системах; конструкционные; для здравоохранения; полимерные диэлектрики и проводники для электроники; проводящие металлополимеры; для фотоники; полимерные светоиспускающие диоды; термостабильные и атмосферостойкие полимеры; биополимеры; неорганические; функциональные и модификаторы; «умные».

Также достаточно широки области применения полимерных композитов: активная поверхность гражданской и военной техники; «умные» рыболовные сети; адаптивные паруса и корпуса судов; самоклеящиеся материалы; воспроизводство тканей, сосудов и органов человека; искусственные мускулы, кожа, хрящ, кости; разлагающиеся полимеры для инъекций; «умные» мембраны и фильтры; пары трения, не подверженные износу; вегетативно синхронные удобрения; избирательно и программно действующие лекарства.

Доклад «Самосмазывающиеся композиции металл — нанокристаллический нитрид бора» представил д-р техн. наук Л. С. Чхартишвили (ИММ им. Фердинанда Тавадзе, г. Тбилиси, Грузия). В докладе предложен метод получения самосмазывающихся металлических композиций на основе латуни и железа. В качестве модификатора трения

использовали гексагональный нитрид бора h-BN. Оптимальное количество модификатора трения составляет приблизительно 1 мас. %. Для получения композитного сплава латунь + 1 мас. % h-BN плакированный химическим методом нанокристаллический h-BN непосредственно вводили в расплавленную латунь (матрицу).

Размеры и морфология продуктов изнашивания показывают, что модификатор трения изменяет механизм изнашивания и значительно снижает его интенсивность, о чем свидетельствует изменение морфологии и линейных размеров частиц изнашивания при «катастрофической» нагрузке (225 Н).

Академик НАН Украины С. А. Фирстов (ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины, г. Киев) выступил на сессии с докладом «Высокоэнтропийные сплавы как основа для создания новых композитов». В высокоэнтропийных сплавах нет элемента, который мог бы служить его основой, поэтому нельзя сказать: сплав на основе такого-то элемента. В качестве примера можно привести сплавы  $\text{Ti}_{15}\text{Zr}_{15}\text{V}_{15}\text{Cr}_{15}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{10}\text{Fe}_{10}\text{Sn}_5\text{Si}_5$  или  $\text{Cr}_{20}\text{Mo}_{20}\text{V}_{20}\text{Ta}_{10}\text{Ti}_{10}\text{Ni}_{10}\text{Nb}_8\text{Si}_2$ .

Изготавливают высокоэнтропийные сплавы с применением литейных технологий, закалки из расплава, механического легирования, осаждения пленок. Высокоэнтропийные сплавы используют в композиционных материалах в качестве матрицы, в виде высокоэнтропийных термостабильных покрытий, радиационностойких материалов из малоактивируемых элементов, керамических высокоэнтропийных материалов — нитридов, карбидов, оксидов.

На основе высокоэнтропийных сплавов могут быть созданы новые поколения твердых сплавов, легких сталей и чугунов за счет использования новых матриц с более низким удельным весом. Перспективна разработка новых жаропрочных материалов для температур эксплуатации 600...700, 1000...1150 °C и др. с удельными характеристиками выше, чем у традиционных жаропрочных материалов.

«Формирование структуры композиционных алмазосодержащих материалов при интенсивном электроспекании» — тема доклада чл.-кор. НАН Украины А. Л. Майстренко (Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев). В ИСМ была разработана технология горячего прессования композиционных алмазосодержащих материалов (КАМ) в графитовых прессформах. В процессе исследований установлены следующие недостатки КАМ: недостаточная прочность композита; разупрочнение алмазов в результате термического воздействия (растрескивание, графитизация); отсутствие адгезии по границам взаимодействия алмаз–связка.

Для обеспечения адгезии по границам взаимодействия алмаз–связка предложено взамен алмазных использовать алмазно-твердосплавные гранулы, также для повышения качества КАМ — интенсивное электроспекание при давлении 180 МПа. Сравнение удельных энергозатрат и продолжительности процессов спекания КАМ различными технологическими способами показало значительное преимущество технологии изготовления КАМ способом интенсивного электроспекания при повышенном давлении.

Доклад «Электрические, теплофизические и механические свойства полимерных композитов, определяемые топологией проводящей фазы» был представил д-р физ.-мат. наук Е. П. Мамуней (Институт химии высокомолекулярных соединений НАН Украины, г. Киев). Электропроводящие полимерные композиты (ЭПК) представляют собой двухфазные неупорядоченные системы, состоящие из полимера-изолятора и проводящего наполнителя. Используются следующие типы проводящих наполнителей: дисперсные металлы; графит, сажа; углеродные нанотрубки или графеновые нанопластины; углеродные и металлические волокна; металлизированные полимер-минеральные частицы; проводящая керамика; полимеры с собственной проводимостью. Основное требование к проводящей фазе — высокая проводимость при минимальном содержании наполнителя. Топология проводящей фазы должна обеспечивать контакт частиц друг с другом при их минимальном содержании в композите.

Доклад «Разработка композиционных углеродных наноматериалов для электродов термоэмиссионных преобразователей тепловой и солнечной энергии в электрическую» представил д-р физ.-мат. наук М. М. Нищенко (Институт металлофизики им Г. В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев). Термоэмиссионный преобразователь (ТЭП) — это тепловая машина, рабочим телом в которой является «электронный газ» (электроны «испаряются» с эмиттера-нагревателя и «конденсируются» на коллекторе-холодильнике. ТЭП состоит из двух электродов — катода (эмиттера) и анода (коллектора) из тугоплавких металлов (W, Mo, Re), разделенных вакуумным промежутком. ТЭП основан на двух физических явлениях — термоэлектронной эмиссии и контактной разности потенциалов (КРП) между электродами. Наиболее эффективно ТЭП работает в дуговом режиме при ионизации атомов цезия.

Для определения эмиссионно-адсорбционных характеристик электродов высокотемпературных ТЭП (до 3300 К) в Институте металлофизики разработан сверхвысоковакуумный технологический и измерительный комплекс.

С использованием этого комплекса были исследованы электронные свойства ряда наноматериалов: углеродных нанотрубок (УНТ); графена, окисленного графена с УНТ, их композитов с металлами (Cu, Al), полупроводниками и полимерами. В результате исследований установлено, что наиболее эффективными эмиттерами электронов оказались УНТ.

Главный недостаток высокотемпературных ТЭП — высокие рабочие температуры. Для применения ТЭП в солнечной энергетике необходимо снизить рабочие температуры с 2000 до 1000 К, стоимость, увеличить ресурс эксплуатации.

Доклад коллектива авторов из Физико-технологического института металлов и сплавов НАН Украины, Национального университета биоресурсов и природопользования Украины и Тохоку университета (г. Сендай, Япония) «Композиционные наномодификаторы» представил на сессии канд. техн. наук Р. А. Сергиенко (ФТИМС НАН Украины, г. Киев). Под наномодифицированием понимают процесс, при котором в металлы и сплавы добавляют частицы размером менее 100 нм. Для успешного модифицирования наночастицы должны иметь следующие свойства: близкие параметры кристаллических решеток наночастиц и сплава, который кристаллизуется; размер наночастиц должен соответствовать размерам критических зародышей (< 100 нм), а их количество при введении в расплав должно быть достаточным для получения мелкодисперсной структуры в отливке; наночастицы — нерастворимые или малорастворимые в матричном расплаве; энтальпия образования модифицирующих наночастиц должна превышать энтальпию образования расплава.

Во ФТИМС разработана технология получения порошков наномодификаторов газовым распылением для модифицирования сплавов на основе черных и цветных металлов. Опытно-промышленная проверка показала, что замена традиционного модификатора  $K_2ZrF_6$  на разработанный наноразмерный позволяет увеличить на 10...15 % механические характеристики сплавов, уменьшить брак и выделение вредных веществ при выплавке.

«Композиционные градиентные термобарьерные покрытия» — тема доклада канд. техн. наук К. Ю. Яковчука (ГП «Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ»). Традиционно термобарьерное покрытие состоит из внешнего керамического слоя  $ZrO_2-Y_2O_3$  толщиной 125...250 мкм, который осаждается на предварительно нанесенный на поверхность жаропрочного сплава (перо лопатки) металлический жаростойкий связующий слой на основе алюминидов или сплава Me–Cr–Al–Y.

Достоинства промежуточного слоя на основе NiAl – высокая жаростойкость, низкая плотность, незначительное различие в термических коэффициентах линейного расширения с жаропрочными сплавами. Легирование слоя NiAl иттрием, гафнием или диспрозием позволяет в 8...14 раз повысить термоциклическую долговечность композиционных термобарьерных покрытий, получаемых электронно-лучевым испарением и конденсацией в вакууме. Наиболее высокой термоциклической долговечностью обладают композиционные термобарьерные покрытия NiAlDy/ZrO<sub>2</sub>-8%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с градиентным распределением диспрозия в слое NiAl. Установлено, что вводимый диспрозий выделяется внутри и по границам зерен NiAl в виде частиц фаз типа Ni<sub>x</sub>Al<sub>y</sub>Dy<sub>z</sub> размером от 5 нм до 20 мкм, а также в слое окислы Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на границе раздела металл–керамика в виде соединения DyAlO<sub>3</sub>.

Позитивный эффект от легирования диспрозием обеспечивается за счет: уменьшения размера зерна NiAl в 4...5 раз; повышения термической стабильности связующего слоя NiAl за счет замедления диффузионных процессов на 25...30 %; повышения адгезии слоя окислы Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на границе раздела металл–керамика за счет прорастания частиц на основе оксида диспрозия внутрь слоя NiAl.

Чл.-кор. НАНУ и НАМНУ И. С. Чекман (Национальный медицинский университет им. Богомольца, г. Киев) выступил на сессии с докладом «Нанонаука: медико-биологические основы». Наноматериалы занимают промежуточное положение между отдельными атомами, молекулами и макроструктурами и имеют уникальные физические, химические, физико-химические, биологические, фармакологические свойства благодаря малому размеру, химическому составу, структуре, большой площади поверхности и форме. Изучение наноразмерных материалов показало, что такие структуры имеют много новых свойств, которые не характерны для таких же материалов других размеров. При исследовании уникальных свойств наноматериалов следует учитывать их размер, форму, методы получения и множество других параметров.

Анализ результатов собственных исследований и данные мировой литературы относительно теоретических и практических основ нанонауки позволили автору доклада предположить, что при переходе от макроразмеров к наноразмерам происходят изменения корпускулярно-волновых свойств наноразмерных частиц.

Исследование физико-химических, фармакологических, токсикологических, биохимических, биофизических свойств, а также механизмов взаимодействия наночастиц с биологическими объектами (клетками макро- и микроорганизмов) и их молекулярными составляющими поможет не только выяснить их позитивное или негативное влияние на физиологические и биохимические процессы и окружающую среду, но и будет способствовать поиску среди них эффективных и безопасных протекторов функциональной активности клеток и органов.

Доклад коллектива авторов из Института проблем криобиологии и криомедицины НАН Украины и Института сцинтиляционных материалов НАН Украины «Сравнительный анализ влияния наночастиц GdYVO<sub>4</sub>:Eu<sup>3+</sup> на функциональную активность опухоль-индуцирующих и нормальных стволовых клеток» представил академик НАН Украины А. М. Гольцев (Институт проблем криобиологии и криомедицины НАН Украины, г. Харьков). В настоящее время онкологические заболевания занимают второе место после сердечно-сосудистых по смертности населения в мире. Выяснение механизмов инициации и роста злокачественных новообразований, поиск путей инактивации этих процессов является сверхзадачей современной фундаментальной и прикладной онкологии.

Методами люминесцентной микроскопии и спектрофотометрии установлена различная способность синтезированных наночастиц сферической и веретеноподобной форм взаимодействовать с опухоль-индуцирующими и гемопоэтическими стволовыми клетками (ГСК). Установлено, что наночастицы, проявляющие максимальную ингибирующую активность в отношении опухоль-индуцирующих клеток, в значительно меньшей степени инактивировали функцию ГСК.

Участники сессии имели возможность в ходе дискуссии обменяться мнениями о представленных докладах, состоянии работ в области разработки новых материалов в своих странах, оценить работу Научного совета по новым материалам, высказать пожелания по ее улучшению. Проводимые ежегодно сессии Научного совета по новым материалам МААН позволяют сохранять и развивать творческие связи между учеными различных стран, способствуют интенсификации информационного обмена между ними.

Следующее заседание Научного совета по новым материалам запланировано провести в мае 2018 г. Предварительная тематика сессии «Композиционные материалы».

И. А. Рябцев, д-р техн. наук



## IX МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ. WRTYS-2017»

23–26 мая 2017 г. состоялась IX Международная конференция молодых ученых «Сварка и родственные технологии. WRTYS-2017». Организатором конференции выступил Совет научной молодежи Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины при поддержке дирекции института и Национальной академии наук Украины. Впервые соорганизаторами конференции стал Международный институт сварки (IIW), Посольство Франции в Украине и Французский институт в Украине. По уже сложившейся традиции Представительство Польской академии наук в Киеве в лице директора проф. Г. Собчука также выступило соорганизатором конференции. Оргкомитет выражает огромную благодарность за партнерскую поддержку австрийской компании «INTECO», первому инновационному парку в Украине «Unit.city», частным компаниям «Elmet-roll», «Галант» и «Materials Lab».

Впервые рабочим языком конференции был исключительно английский, что привлекло большее количество иностранных специалистов. Для участия в конференции было подано 175 тезисов докладов. В работе конференции приняло участие около 160 молодых специалистов из 7 стран мира (Украины, Дании, Германии, Австрии, Франции, Польши, Сербии). С пленарными докладами выступили 40 участников. На сессии стендовых докладов было представлено 38 участников. Кроме того, был опубликован сборник статей конференции объемом 287 стр. и включающий 55 статей на английском языке.

Открыл конференцию заместитель директора ИЭС академик НАНУ И. В. Кривцун. В своем вступительном слове он подчеркнул необходимость проведения подобного рода мероприятий с целью обмена опытом и налаживания научных и дружественных отношений между молодыми учеными на международном уровне. Он отметил, что уже на протяжении 18 лет конференция «Сварка и родственные технологии» пользуется популярностью среди молодых научных сотрудников и аспирантов в области сварки, металлургии и материаловедения, при этом количество участников постоянно увеличивается. Также с приветственным словом выступили атташе по вопросам научного и университетского сотрудничества Посольства Франции в Украине Сильвен Риголле, первый заместитель председателя Комитета науки и образования Верховной Рады Украины А. Спиваковский и технический и научный представитель Международного института сварки д-р Надеже Брун, которая представила интереснейшую пре-

зентацию о формате работы МИС. Все они пожелали участникам конференции плодотворной работы и научных достижений.

В рамках работы конференции были представлены доклады приглашенных лекторов-экспертов в области сварки, металлургии и материаловедения. Так, вице-президент компании INTECO (Австрия) Матиас Кнабль сделал исчерпывающий доклад о технологиях плавки и литья для производства инструментальных сталей. Доцент сварочного факультета НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», канд. техн. наук Е. Чвертко представила интересный доклад о развитии современных технологий сварки на факультете и форме их подачи для студентов. Интересные разработки Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в области технической диагностики структурных элементов, используя лазерные интерферометрические методы, представил старший научный сотрудник института, докторант канд. техн. наук В. Савицкий. Особый интерес вызвал доклад заведующего отдела ИЭС канд. техн. наук М. Юрженко по сварке пластмасс, в том числе анализу механизмов, которые влияют на образование сварных соединений пластика. На острие новых тенденций и с актуальной информацией в области сварки живых тканей выступили приглашенные лекторы — заведующий отделом ИЭС д-р техн. наук Г. Маринский и заслуженный врач Украины, практикующий хирург д-р мед. наук С. Подпрятков. Кроме того, в рамках первого рабочего дня конференции были представлены доклады по существующей практике получения грантов и проектов для молодых ученых в программах французского правительства для научной мобильности, программах DAAD (Германия), Erasmus+ и HORIZON 2020 представителями данных программ в Украине.

Впервые в рамках работы конференции была организована блиц-выставка сварочного оборудования. Заведующим отделом ИЭС канд. техн. наук Е. Шаповаловым была продемонстрирована система технического зрения для роботизированного комплекса при сварке деталей с низкой повторяемостью сборочных операций. Заведующим отделом ИЭС канд. техн. наук М. Юрженко был представлен инновационный сварочный комплекс для сварки трубопроводов из пластмасс, а также разработки в области аддитивных технологий. Кроме того, представлены новейшие разработки Опытного завода сварочного оборудования им. Е. О. Патона.



Посещение участниками конференции аэродрома в Гостомеле

Как уже отмечалось ранее, за 4 рабочих дня было заслушано 40 устных и представлено 38 стендовых докладов. В результате независимой оценки международной комиссии из председателей секций были определены лучшие устные доклады и один постерный доклад. Среди них:

«Тонкослойные покрытия поверхности имплантов с использованием ультракоротких лазерных импульсов» (Стефани Рейчел, Исследовательский институт, Росток, Германия);

«Исследование кристаллизации и течений жидкости в процессе GTA сварки с in-situ наблюдением» (А. Чиоу, Институт сварки, Ютц, Франция);

«Аддитивная 3D печать MAG CMT дуговой наплавкой» (М. Острич, Варшавский университет технологий, Польша);

«Соединение термопластов с использованием Ni/Al реакционной многослойной фольги» (Т. Закусило, НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев, Украина);

«Влияние послесварочной термообработки на микротвердость сварных соединений тяжелых плит в офшорных зонах и при строительстве кораблей» (Е. Голи-Оглу, NMLKDanSteel, Фредериксверк, Дания);

«Влияние расхода шлака в процессе ЭШП на состав металла и параметры процесса» (Л. Лисова, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина);

«Новые требования и возможности в разработке программного обеспечения для фундаментального и автономного моделирования металлургических процессов» (М. Маер, «INTECO», Брук андер Мур, Австрия);

«Структура и свойства покрытий  $Al_2O_3$ , напыленных на подложки из алюминия и титана» (Е. Титков, НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев, Украина).

Среди постерных докладов был отмечен доклад С. Краснорутского «Использование элек-



Демонстрация сварочного робототехнического комплекса с системой технического зрения



Посещение первого инновационного парка в Украине «Unit city»



тронно-лучевой сварки для производства компонентов международного экспериментального термоядерного реактора (ITER)» (Брауншвейгский технический университет, Германия).

При подведении итогов конференции канд. техн. наук С. Степанюк выделил главные направления конференции, а именно, прогрессивные технологии сварки и соединения материалов, технологии наплавки, нанесения покрытий и обработки поверхностей, процессы и технологии металлургии и аддитивные технологии производства.

Кроме того, следует отметить, что в рамках работы конференции для всех участников конферен-

ции впервые были организованы техническая экскурсия на аэродром «Антонов» с демонстрацией лучших достижений украинского авиастроения, в том числе самолета «Мрія» и экскурсия в первый инновационный парк в Украине «Unit.city».

Необходимо отметить хорошую организацию конференции. Созданная организационным комитетом рабочая обстановка способствовала развитию тематических дискуссий и установлению творческих контактов между научными сотрудниками в области сварки, металлургии и материаловедения.

А. А. Полишко, канд. техн. наук

## МЕЖДУНАРОДНЫЙ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКИЙ СЕМИНАР ПРОИЗВОДИТЕЛЕЙ СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

6–8 июня 2017 г. в Белгороде в «АМАКС Конгресс-отель» состоялся научно-практический семинар на тему «Совершенствование сварочных материалов и технологий их производства под прогнозируемые требования», посвященный 90-летию со дня рождения академика И. К. Походни (1927–2015). В семинаре приняли участие руководители и ведущие специалисты предприятий-производителей сварочных материалов, производители и поставщики технологического оборудования и сырьевых материалов для производства покрытых электродов, представители НИИ и машиностроительных заводов из Казахстана, Литвы, России и Украины. Число участников превысило 50 человек. Семинар был организован международной ассоциацией «Электрод», Институтом электросварки им. Е. О. Патона, Новооскольским электродным заводом и ООО «Керамглас» (г. Белгород).

Открыла семинар президент Ассоциации Е. А. Палиевская (ООО «Техпром»). Она отметила весомый вклад ассоциации «Электрод» в укрепление научно-технических связей специалистов, работающих в области производства сварочных материалов, пожелала участникам продуктивной работы.

На семинаре было представлено 16 докладов. Среди них доклад, посвященный жизненному и творческому пути И. К. Походни «Что-то Вы, молодые люди, расслабились», Е. А. Мележик (Президиум НАН Украины); доклады аналитического характера — «Российские сварочные электроды», д-р техн. наук З. А. Сидлин (ООО «Техпром»);



«Состояние и тенденции развития рынка сварочных материалов в Украине», д-р техн. наук В. Н. Липодаев (ИЭС им. Е. О. Патона); «Анализ применения видов и марок сварочных материалов при изготовлении, монтаже, ремонте, строительстве и реконструкции потенциально опасных объектов», А. Н. Жабин (НАКС); «Пути повышения эффективности электродного производства», канд. техн. наук М. Ф. Гнатенко (ООО «ВЕЛМА»); «Обзор состояния производства сварочных материалов и сварочного оборудования в РФ», С. А. Штоколов (НИИмонтаж); «Поисковые исследования по повышению надежности конструкций ответственного назначения применением материалов предприятий ассоциации «Электрод» и нового поколения сварочного оборудования инверторного типа», д-р техн. наук Ю. Н. Сараев (Ин-т прочности и материаловедения СО РАН).





Участники международного семинара, 5–8 июня 2017 г., г. Белгород

Значительный интерес вызвали также доклады «О фальсификации сварочных электродов», И. М. Лившиц (ООО «Ижорские сварочные материалы»); «Сертификация порошковых проволок ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» — важный шаг в продвижении товара на рынке», А. А. Голякевич (ООО «ТМ.ВЕЛТЕК»); «Влияние стабильности производства на повышение уровня качества продукции», И. Н. Зверева (ООО «ММК-МЕТИЗ»); «Конструкторские и инновационно-технологические аспекты, реализуемые в новом поколении сварочных систем питания инверторного типа», М. С. Сорокин (ООО «Эллой»).

Директор ежегодной сварочной выставки Россварка/Weldex (г. Москва) Н. Ю. Ломунова предоставила информацию об итогах выставки, прошедшей в 2016 г., пригласила руководителей предприятий — членов ассоциации «Электрод» принять активное участие в выставке Россварка/Weldex-2017 (10–13 октября 2017 г.).

К началу работы семинара ее организаторами был издан сборник тезисов. Он включал тезисы по 25 темам. Участники семинара были ознакомлены также с библиографическим указателем публикаций на тему «Сварочно-технологические свойства электродов», подготовленным д-р техн. наук З. А. Сидлиным (ООО «Техпром», г. Москва) и изданным ассоциацией «Электрод», ООО «Техпром» и ООО «Высокие технологии» в 2017 г.

В целом обсуждаемые на семинаре доклады вызвали большой интерес, сопровождалось многочисленными вопросами и дискуссиями. В продолжение семинара на следующий день его

участники посетили предприятие ООО «Новооскольский электродный завод». Это — традиция. При проведении конференции или семинара участники имеют возможность ознакомиться с организацией производства материалов на предприятии, выступающим организатором мероприятия. Предприятие НЭЗ выпускает электроды с 2003 г. Его номенклатура включает производство качественных электродов для сварки ответственных конструкций. Здесь же на открытой площадке были продемонстрированы инверторные источники питания для импульсно-дуговой ручной и полуавтоматической сварки производства ООО «Эллой» (г. Нижний Новгород). Принципы, заложенные в создание новой техники — это получение высококонцентрированных потоков энергии с малой длительностью пульсации и использованием в своих структурах системы адаптивного управления стабилизацией рабочих характеристик.

В качестве культурной программы участникам семинара была предоставлена возможность посетить музей-заповедник «Прохоровское поле», а также Холковский Свято-Троицкий монастырь (близ Нового Оскола).

На деловом ужине, состоявшемся в ходе работы семинара, участники смогли в неформальной обстановке обсудить различные аспекты такого непростого производства, как выпуск сварочных и наплавочных материалов, обговорить пути эффективного сотрудничества, наметить планы на будущее.

Е. А. Палиевская, В. Н. Липодаев

Подписка на журнал «Автоматическая сварка» [www.patonpublishinghouse.com/ru/journals/as](http://www.patonpublishinghouse.com/ru/journals/as)

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
720 грн.	1440 грн.	5400 руб.	10800 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств: Каталог видань України, «Прессцентр», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина); каталог «Газеты. Журналы» агентства «Роспечать», Объединенный каталог «Пресса России» (Россия); каталог АО «Казпочта» Издания Украины (Казахстан); каталог зарубежных изданий «Белпочта» (Беларусь).



Подписка на журнал «The Paton Welding Journal» [www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
750 грн.	1500 грн.	5400 руб.	10800 руб.	174 дол. США	348 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Журнал «Автоматическая сварка» в полном объеме переиздается на английском языке под названием «The Paton Welding Journal» и распространяется по редакционной подписке (тел./факс: 38044 200-82-77, 200-54-84, E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua)).



**Правила для авторов, лицензионные соглашения, архивные выпуски журналов на сайте издательства [www.patonpublishinghouse.com](http://www.patonpublishinghouse.com).**

**В 2017 г. в открытом доступе выпуски журналов с 2009 по 2015 гг. в формате \*.pdf.**

**Реклама в журналах «Автоматическая сварка» и «The Paton Welding Journal»**

**Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров**

- ♦ Первая страница обложки, 190×190 мм
- ♦ Вторая, третья и четвертая страницы обложки, 200×290 мм
- ♦ Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки, 200×290 мм
- ♦ Вклейка А4, 200×290 мм
- ♦ Разворот А3, 400×290 мм
- ♦ А5, 165×130 мм

**Стоимость рекламы**

- ♦ Цена договорная
- ♦ 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

Подписано к печати 05.07.2017. Формат 60×84/8. Офсетная печать.  
Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 10,09. Уч.-изд. л. 10,22.  
Печать ООО «ДИА».  
03022, г. Киев-22, ул. Васильковская, 45.