

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. Пилярич**  
Ин-т сварки, Гливице, Польша  
д.т.н. **Г. А. Туричин**  
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

**Т. В. Юштина** (отв. секр.)

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 КВ 4788 от 09.01.2001  
ISSN 0005-111X  
Doi.org/10.15407/as  
Подписной индекс 70031

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

- Дегтярев В. А.** Влияние соотношения динамических и статических напряжений на сопротивление сварных соединений низколегированных сталей хрупкому разрушению ..... 3
- Шелягин В. Д., Бернацкий А. В., Хаскин В. Ю., Шуба И. В., Сиора А. В.** Исследование физических особенностей и технологических возможностей непрерывного оптического разряда ..... 10
- Ефременко Б. В., Белик А. Г., Чейлях Я. А., М. Бахрами Аламдарло.** Исследование формирования структуры износостойкого сплава при наплавке порошковой лентой ПЛ-АН-111 ..... 17
- Григоренко Г. М., Адеева Л. И., Туник А. Ю., Коржик В. Н., Капитанчук Л. М.** Особенности структуры плазменно-дуговых покрытий, полученных при использовании порошковых проволок со стальной оболочкой и наполнителем из В4С и нанопорошка ZrO<sub>2</sub> ..... 23
- Маркашова Л. И., Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В., Бердникова Е. Н., Кушнарера О. С., Половецкий Е. В., Титков Е. П.** Влияние структуры на свойства покрытий из механических смесей порошков Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Al (или Ti), полученных методом многокамерного детонационного напыления ..... 33
- Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Бурлаченко А. Н., Цымбалистая Т. В., Сендеровски Ц.** Структура и свойства легированных порошков на основе интерметаллида Fe<sub>3</sub>Al для газотермического напыления, полученных методом механохимического синтеза ..... 40

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Жеманюк П. Д., Петрик И. А., Чигилейчик С. Л.** Результаты внедрения орбитальной сварки при изготовлении и ремонте тонкостенных трубопроводов ..... 48
- Рябцев И. А., Розерт Р., Турык Е., Рябцев И. И.** Классификация и характеристика дефектов наплавленных слоев по международному стандарту ISO 6520-1:2007 ..... 52
- Молтасов А. В.** Расчет радиуса перехода шва к основному металлу стыкового сварного соединения по нормируемым параметрам ..... 59
- Киричок В. В., Торол В. М.** Інженерний підхід до визначення коефіцієнта інтенсивності напружень та параметрів росту осьової тріщини в кільцевому зварному шві трубопроводу ... 63

Информация

- Высокие технологии мирового уровня от RFA Robotics ..... 67
- Компания Fronius на крупнейшей международной выставке по сварке и резке «Schweissen & Schneiden 2017» — сварка в цифровом мире ..... 70

# Автоматичне Зварювання

Виходить 12 разів на рік з 1948 р.

Головний редактор **Б. Є. Патон**

## ЗМІСТ

### НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

- Дегтярев В. О.* Вплив співвідношення динамічних і статичних напружень на опір зварних з'єднань низьколегованих сталей крихкому руйнуванню ..... 3
- Шелягін В. Д., Бернацький А. В., Хаскін В. Ю., Шуба І. В., Сіора О. В.* Дослідження фізичних особливостей і технологічних можливостей неперецьового оптичного розряду ..... 10
- Єфременко Б. В., Білик О. Г., Чейлях Я. О., М. Бахрамі Аламдарло.* Дослідження формування структури зносостійкого сплаву при наплавленні порошковою стрічкою ПЛ-АН-111 ..... 17
- Григоренко Г. М., Адеєва Л. І., Тунік А. Ю., Коржик В. М., Капітанчук Л. М.* Особливості структури плазмово-дугових покриттів, отриманих при використанні порошкових дрітків зі сталеву оболонку і наповнювачем із  $B_4C$  та нанопорошків  $ZrO_2$  ..... 23
- Маркашова Л. І., Тюрін Ю. М., Колісниченко О. В., Берднікова О. М., Кушнарєва О. С., Половецький Є. В., Тітков Є. П.* Вплив структури на властивості покриттів з механічних сумішей порошків  $Al_2O_3$  та  $Al$  (або  $Ti$ ), отриманих методом багатокамерного детонаційного наплення ..... 33
- Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Бурлаченко А. Н., Цимбаліста Т. В., Сендеровскі Ц.* Структура і властивості легованих порошків на основі інтерметаліду  $Fe_3Al$  для газотермічного наплення, отриманих методом механохімічного синтезу ..... 40

### ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

- Жеманюк П. Д., Петрик І. А., Чігілейчик С. Л.* Результати впровадження орбітального зварювання при виготовленні і ремонті тонкостінних трубопроводів ..... 48
- Рябцев І. О., Розерт Р., Турик Є., Рябцев І. І.* Класифікація та характеристика дефектів напвлених шарів за міжнародним стандартом ISO 6520-1:2007 ..... 52
- Молтасов А. В.* Розрахунок радіуса переходу шва на основний метал стикового зварного з'єднання за нормованими параметрами ..... 59
- Киричок В. В., Тороп В. М.* Інженерний підхід до визначення коефіцієнта інтенсивності напружень та параметрів росту осьової тріщини в кільцевому зварному шві трубопроводу ..... 63

### Інформація

- Високі технології світового рівня від PFA Robotics ..... 67
- Компанія Fronius на найбільшій міжнародній виставці зі зварювання і різання «Schweissen & Schneiden 2017» — зварювання в цифровому світі ..... 70

Журнал «Автоматичне зварювання» видається 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

- Degtyarev V. A.* Influence of the ratio of dynamic and static stresses on brittle fracture resistance of low-alloyed steel welded joints ..... 3
- Shelyagin V. D., Bernatskii A. V., Khaskin V. Yu., Shuba I. V., Siora A. V.* Investigation of physical features and technological capabilities of continuous optical discharge ..... 10
- Efremenko B. V., Belik A. G., Cheilyakh Ya. A., M. Bakh-rami Alamdarlo.* Investigation of formation of structure of wear-resistant alloy in surfacing using powder strip PL-AN-111 ..... 17
- Grigorenko G. M., Adeeva L. I., Tunik A. Yu., Korzhik V. I., Kapitanchuk L. M.* Features of the structure of plasma-arc coatings produced at application of flux-cored wires with a steel sheath and filler from  $B_4C$  and  $ZrO_2$  nanopowder ..... 23
- Markashova L. I., Tyurin Yu. N., Kolisnichenko O. V., Berdnikova E. N., Kushnareva O. S., Polovetskii E. V., Titkov E. P.* Effect of structure on properties of  $Al_2O_3$  and  $Al$  (or  $Ti$ ) mechanical mixture coatings produced by multichamber detonation spraying method ..... 33
- Borisov Yu. S., Borisova A. L., Burlachenko A. N., Tsymbalistaya T. V., Senderowski C.* Structure and properties of alloyed powders based on  $Fe_3Al$  intermetallic for thermal spraying produced using mechanochemical synthesis method ..... 40

### INDUSTRIAL

- Zhemanuk P. D., Petrik I. A., Chigileychik S. L.* Results of implementation of orbital welding in manufacture and repair of thin-wall pipelines ..... 48
- Ryabtsev I. A., Rozert R., Turyk E., Riabtsev I. I.* Classification and characteristic of defects of deposited layers according to the international standard ISO 6520-1:2007 ..... 52
- Moltasov A. V.* Approximate calculation of radius of weld transition to the base metal of welded joint according to the standardized parameters ..... 59
- Kyrychok V. V., Torop V. M.* Engineering approach to determination of stress intensity factor and parameters of growth of axial crack in circumferential weld of pipeline ..... 63

### Information

- World-level high-tech technologies from PFA Robotics ..... 67
- Company Fronius at the largest International Fair on Welding and Cutting «Schweissen & Schneiden 2017» — welding in the digital world ..... 70

«Avtomaticheskaya Svarka» (Automatic Welding) journal 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

# ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ И СТАТИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

**В. А. ДЕГТЯРЕВ**

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины. 01014, г. Киев-14, ул. Тимирязевская, 2.  
E-mail: ips@ipp.kiev.ua

Анализируются результаты экспериментальных исследований влияния соотношения статических и динамических напряжений на предельные напряжения и вторую критическую температуру хрупкости стыковых сварных соединений с трещиной сталей 09Г2 и 12ГН2МФАЮ в условиях комнатной и низких (до  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) температур. Установлено, что при заданной температуре динамическая составляющая критического напряжения линейно уменьшается с увеличением статического напряжения. Показано, что с увеличением коэффициента динамичности происходит уменьшение предельных напряжений и повышение второй критической температуры хрупкости. При этом критические температуры хрупкости сварных соединений стали с более высокими механическими свойствами значительно ниже. Установлено, что учет динамических напряжений приводит к заниженным значениям предельного напряжения и завышенным значениям второй критической температуры хрупкости. Изложенный анализ исследований позволяет более обоснованно подойти к оценке сопротивления элементов конструкций, изготовленных из исследуемых материалов, хрупкому разрушению и определению их запасов прочности. Библиогр. 7, табл. 1, рис. 7.

*Ключевые слова:* сварное соединение, критическая температура хрупкости, диаграмма предельных напряжений, предел текучести

Повышение надежности и уменьшение числа разрушений элементов металлоконструкций в зимний период их эксплуатации является весьма актуальной задачей [1–3]. Переход квазихрупкого разрушения в хрупкое характеризуется второй критической температурой хрупкости  $T_{к2}$ . Для конструкций, испытывающих статическое или только динамическое воздействие, ее определяют соответственно при статическом или динамическом нагружении образцов [4]. Однако на практике подавляющее большинство элементов конструкций эксплуатируется в условиях совместного действия статических и динамических нагрузок. Поэтому, если  $T_{к2}$  определять при статическом нагружении, можно получить заниженные значения, если при динамическом — завышенные. Только комбинированное нагружение с учетом реального соотношения статического и динамического напряжений дает возможность использовать сварные соединения с максимальной эффективностью. Известна работа [5], где исследовалось изменение статических напряжений и критической температуры хрупкости образцов с трещиной из малоуглеродистой и низколегированной сталей при комбинированном нагружении. Образец статически растягивался ступенчато увеличивающейся нагрузкой с последующим воздействием поперечного ударного импульса, величина которого не определялась.

Отмечалось существенное снижение статических номинальных разрушающих напряжений и повышение критических температур хрупкости. Однако в литературе не найдено работ, где исследуются зависимости разрушающих напряжений и критических температур хрупкости сварных соединений от различного соотношения статической и динамической нагрузок. Известно, что сопротивление элементов металлоконструкций хрупкому разрушению зависит от ряда факторов, в частности, от температуры, скорости деформирования, а также от размеров поперечного сечения и содержащихся в них дефектов.

В связи с этим, в настоящей работе исследовались конструкционная прочность и вторые критические температуры хрупкости сварных соединений, содержащих дефекты типа трещин усталости, в зависимости от температуры и характера действующих сил.

**Оборудование, материалы и методика испытаний.** В качестве материала для исследований использовались стыковые сварные соединения низколегированных сталей 09Г2 ( $\sigma_{\text{в}} = 518\text{ МПа}$ ,  $\sigma_{\text{т}} = 339\text{ МПа}$ ) и 12ГН2МФАЮ ( $\sigma_{\text{в}} = 710\text{ МПа}$ ,  $\sigma_{\text{т}} = 620\text{ МПа}$ ). Образцы размером  $400 \times 48 \times 24\text{ мм}$  вырезались из пластины толщиной 24 мм в состоянии поставки со стыковым сварным швом, имеющим направление, перпендикулярное направлению проката. Выбор толщины обусловлен



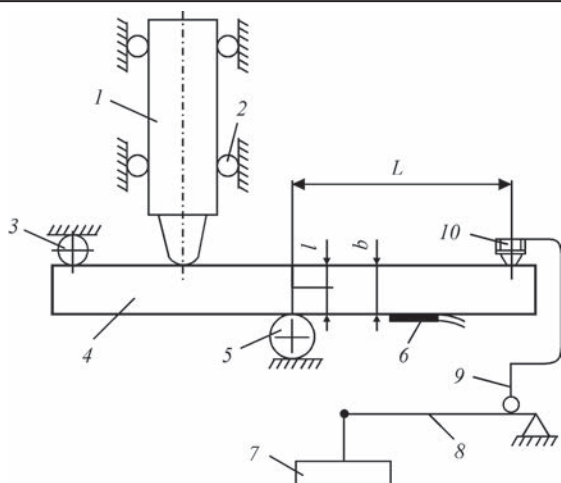


Рис. 1. Схема нагружения сварного образца (описание см. в тексте)

необходимостью в определении исследуемых характеристик для конструкций, изготовленных из проката указанных толщин. Иницирующий в образце надрез выполнялся так, чтобы выращенная впоследствии трещина усталости находилась в плоскости, проходящей через линию сплавления металла шва с основным металлом. Поэтому результаты испытаний относились к металлу зоны термического влияния. Исходные трещины усталости выращивались из надреза до середины высоты образца в соответствии с требованиями ГОСТ 25.506–85 [6] при отнулевом цикле гармонического нагружения. Для наблюдения за трещиной усиление шва фрезеровалось, а место предполагаемого роста трещины полировалось. Схема нагружения образца с трещиной в разработанной для этих исследований установке на базе копра повторного ударного действия ДСО-1 [7] приведена на рис. 1. Установка состоит из механизма статического нагружения, узла крепления образца и механизма ударного нагружения. Образец 4, установленный на двух неподвижных опорах 3 и 5, статически нагружался грузами 7 через рычаг 8 и тягу 9 с опорой 10. Консольное нагружение по сравнению с трехточечным позволяет испытывать образцы значительно больших размеров поперечного сечения. Динамическое нагружение производилось свободно падающим грузом 1 массой 10 кг, установленного в направляющих шарикоподшипниках 2. При испытаниях образца в условиях только динамического нагружения опора 10 закреплялась неподвижно. Высота подъема груза могла регулироваться.

Таким образом, испытания сварных образцов с предварительно выращенными трещинами усталости проводились при статическом, динамическом и комбинированном нагружении в широком диапазоне климатических температур. Последний вид нагружения осуществлялся путем изгиба образца постоянной статической нагрузкой до

заданного номинального напряжения  $\sigma^c$  с последующим приложением динамической, которую повышали на заданную ступень, увеличивая высоту падения груза и, тем самым, динамическое напряжение  $\sigma^d$ . По их измерениям и соответствующим значениям смещения берегов надреза  $V$ , измеряемого посредством специально изготовленного в виде скобы датчика, строились диаграммы деформирования в координатах « $P$ - $V$ », на которых отмечалась предельная нагрузка  $P_c$ , соответствующая или моменту появления в затупившейся вершине трещины на боковой поверхности образца надрыва, что свидетельствовало о начале движения трещины по всей его толщине, или хрупкому разрушению образца. Использование стандартного двухконсольного датчика при динамическом нагружении не представлялось возможным, так как возникавшая сила инерции вызывала дополнительный прогиб его упругих элементов и это приводило к существенной ошибке в измерении смещения берегов надреза. Он применялся при статическом нагружении образцов.

При наблюдении за ростом трещины и формированием пластической зоны в ее вершине использовалась промышленная телевизионная установка ПТУ-61. Для увеличения точности измерений телевизионная камера через специальный переходник подсоединялась к микроскопу МБС-1, что позволило добиться увеличения наблюдаемого объекта в 109 раз. При проведении низкотемпературных испытаний использовалась система охлаждения и автоматического поддержания температуры образца в диапазоне 20...–100 °С [3]. С целью уменьшения тепловых потерь образец помещался в специально изготовленную камеру.

Реакция  $R^d$  опоры 10 на действие динамической нагрузки определялась посредством тензорезистора 6, наклеенного на нижнюю плоскость образца, а реакция  $R^c$  этой же опоры на действие статической нагрузки — по весу калиброванных грузов 7 и известной величины передаточного отношения плеч рычага 2-го рода, равной 1:50.

Критическое напряжение при комбинированном нагружении в нетто-сечении образца определялось как

$$\sigma_k = \sigma^c + \sigma^d = \frac{6(R^c + R^d)L}{t(b-l)^2}, \quad (1)$$

где  $l$  — длина усталостной трещины, определяемая после излома образца как среднее арифметическое по трем точкам на контуре трещины [6];  $t$  — ширина образца. Остальные обозначения приведены на рисунке.

Предельное напряжение при статическом нагружении обозначим  $\sigma_0^c$ , а при динамическом  $\sigma_0^d$ .

Предельные напряжения в стыковых сварных соединениях сталей 09Г2 и 12ГН2МФАЮ при различных температурах (20...–80) °С

Температура, °С	$\sigma^c$ , МПа	$\sigma^d$ , МПа	$\sigma_k$ , МПа
(20) 0	(799) 1056	(0) 0	(799) 1056
	(0) 1045	(848) 0	(848) 1045
	(363) 525	(475) 671	(838) 1196
	0	1264	1264
(–20) –40	(749) 1160	(0) 0	(749) 1160
	(525) 517	(75) 618	(600) 1135
	(0) 0	(459) 1144	(459) 1144
	(369) 0	(224) 0	(593) 0
(–60) –80	(752) 942	(0) 0	(752) 942
	(350) 453	(110) 281	(460) 734
	(463) 0	(47) 658	(510) 658
	(0) 0	(295) 0	(295) 0

Примечание. В скобках указаны данные, относящиеся к сварным соединениям стали 09Г2.

**Анализ результатов исследований.** Согласно экспериментальным данным (таблица), на рис. 2 в относительных координатах представлены диаграммы предельных напряжений (ДПН) стыковых сварных соединений сталей 09Г2 (а), определенные при температурах 20, –20, –60 °С и 12ГН2МФАЮ (б) — при 0, –40 и –80 °С, соответственно. При каждой температуре испытывали несколько образцов, задавая разные  $\sigma^c$ , и определяли соответственно предельные разрушающие  $\sigma^d$  и критические напряжения  $\sigma_k$ . При этих же температурах находили предельные напряжения только при статическом  $\sigma_0^c$  и динамическом  $\sigma_0^d$  нагружении. Учитывая опыт проведенных ранее полномасштабных исследований образцов из стали 09Г2, свидетельствующих о линейной зависимости между  $\sigma^d$  и  $\sigma^c$  при разных температурах, в настоящей работе потребовалось меньшее количество образцов сварных соединений этих сталей, подтверждающих наличие указанной зависимости. При температуре 20 °С для соединений из стали 09Г2 и при 0 °С — стали 12ГН2МФАЮ  $\sigma_0^d$  оказалось выше  $\sigma_0^c$ , поэтому на оси ординат экспериментальные точки не приведены. При определении отношений  $\sigma^d/\sigma_0^c$  и  $\sigma^c/\sigma_0^c$  использовали полученные напряжения при заданной температуре. Поэтому для любой температуры относительное значение критического напряжения при статическом нагружении равно единице. Анализ приведенных на рисунке результатов показал, что между статической  $\sigma^c$  и разрушающей динамической  $\sigma^d$  составляющими критического напряжения  $\sigma_k$  наблюдается, в основном, линейная зависимость за исключением результатов испытаний сварных соединений стали 09Г2 при –60 °С. С увеличением статических напряжений предельные динамические напряжения уменьшаются, а критические увеличиваются. Только в условиях комнатной температуры для сварных соединений стали 09Г2 и 0 °С стали 12ГН2МФАЮ наблюда-

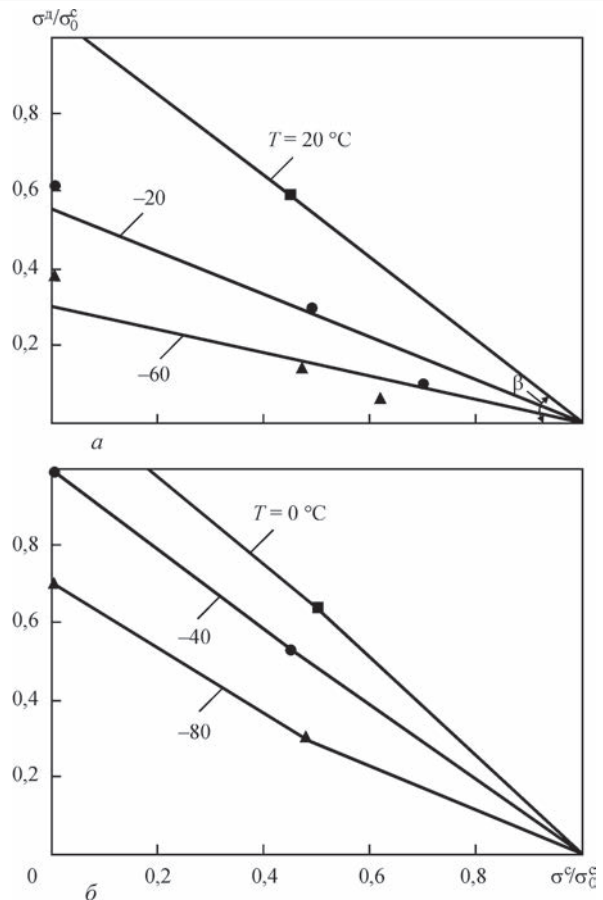


Рис. 2. Диаграммы предельных напряжений сварных соединений сталей 09Г2 (а) и 12ГН2МФАЮ (б) в условиях комбинированного нагружения при комнатной и низких температурах

ется некоторое понижение  $\sigma_k$ . Можно отметить, если под статическими напряжениями понимать остаточные напряжения, то по полученным диаграммам предельных напряжений можно оценить допустимый уровень динамических нагрузок. Кроме этого, при отсутствии копров с большой энергией удара представляется возможность определить разрушающее напряжение при динамическом нагружении по результатам испытаний в условиях статического и комбинированного нагружений.

Точки пересечения ДПН с осями ординат и абсцисс соответствуют относительным значениям  $\sigma_0^d$  и  $\sigma_0^c$  соответственно. В этом случае тангенс угла наклона ДПН к оси абсцисс при заданной температуре определяется как

$$\operatorname{tg} \beta = \xi = \frac{\sigma_0^d}{\sigma_0^c} = \frac{\sigma^d}{\sigma^c - \sigma^c}, \quad (2)$$

а критическое напряжение при комбинированном нагружении

$$\sigma_k = \sigma_0^d + (1 - \xi)\sigma^c, \quad (3)$$

где  $\xi$  — коэффициент пропорциональности, зависящий от соотношения напряжений, вызванных

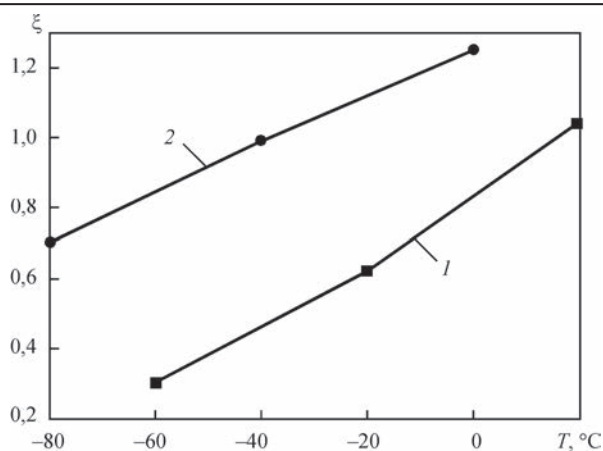


Рис. 3. Зависимость коэффициента пропорциональности сварных соединений сталей 09Г2 (1) и 12ГН2МФАЮ (2) от температуры

статической и динамической нагрузки при комбинированном нагружении сварных соединений.

Анализ рисунка показал, что угол наклона ДПН в значительной мере зависит от температуры. Относительное значение  $\sigma^d/\sigma_0^c$  с понижением температуры заметно уменьшается, но критическое напряжение изменяется при этом незначительно. Зависимость  $\xi$  от температуры для ис-

следуемых сварных соединений представлены на рис. 3. Видно, что с понижением температуры испытаний он уменьшается. Причем, значение коэффициента пропорциональности для стыкового соединения стали 09Г2 (кривая 1) существенно ниже, что свидетельствует о более высокой трещиностойкости сварного соединения стали 12ГН2МФАЮ, что подтверждается эксплуатационной практикой применения этих сталей.

В тех случаях, когда динамические нагрузки являются случайными и не учитываются в прочностных расчетах по аналогии с методом оценки несущей способности образца, принятым в работе [5], в качестве предельного напряжения при комбинированном нагружении используем статическую составляющую  $\sigma^c$  критического напряжения  $\sigma_k$ . В этом случае соотношение динамического и статического напряжений при комбинированном нагружении, численно характеризующее степень динамической перегрузки, обозначим коэффициентом динамической перегрузки  $K_n = \sigma^d/\sigma^c$ . Тогда предельное статическое и разрушающее динамическое напряжения при заданных температуре и коэффициенте динамической перегрузки с учетом зависимости (2) можно найти соответственно как

$$\sigma^c = \frac{\xi}{K_n + \xi} \sigma_0^c \quad (4)$$

или

$$\sigma^d = \frac{\xi K_n}{K_n + \xi} \sigma_0^c \quad (5)$$

Полученные уравнения и представленные на рис. 3 зависимости позволяют, при отсутствии прямых экспериментальных исследований, определить ДПН исследуемых сварных соединений при любой температуре из диапазона исследованных. Для этого достаточно задаться значением  $K_n$  и определить  $\sigma_0^c$  при статическом нагружении.

Температурные зависимости предельного статического напряжения  $\sigma^c$  для сварных соединений стали 09Г2 (а) и 12ГН2МФАЮ (б) при некоторых значениях коэффициента динамической перегрузки приведены на рис. 4. Кривая  $K_n = 0$  характеризует зависимость предельного напряжения  $\sigma_0^c$  от температуры при статическом нагружении. Все остальные кривые характеризуют результаты исследований при комбинированном нагружении. При  $K_n = 1$  напряжения, вызванные статической и динамической нагрузками, одинаковы. На этом же рисунке приведены температурные зависимости предела текучести исследуемых материалов при растяжении  $\sigma_T$  и изгибе  $\sigma_T^H$ . Предел текучести  $\sigma_T^H$  определялся при трехточечном изгибе гладких (без трещины) образцов, толщина которых (см. рис. 1) равна толщине нетто-сечения образца с трещиной. Это значит, что градиент номинальных

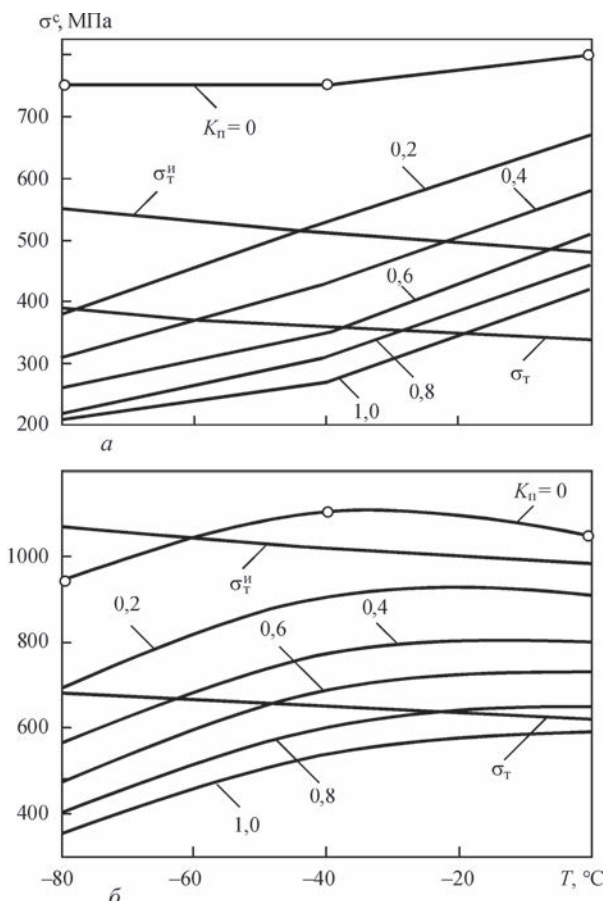


Рис. 4. Влияние температуры и коэффициента динамической перегрузки на предельные статические напряжения в сварных образцах из сталей 09Г2 (а) и 12ГН2МФАЮ (б):  $\sigma_T$ ,  $\sigma_T^H$  — предел текучести, соответственно, при растяжении и изгибе



напряжений гладких образцов и образцов с трещиной был одинаков. При комнатной температуре для сталей 09Г2 и 12ГН2МФАЮ он составил 480 и 970 МПа соответственно. Температурные зависимости  $\sigma_T$  и  $\sigma_T^H$  исследуемых материалов устанавливались путем расчета [4]. Точки пересечения графиков  $\sigma^c = f(T)$  при заданном коэффициенте динамической перегрузки и  $\sigma_T = f(T)$  или  $\sigma_T^H = f(T)$  и определяют значения  $T_{к2}$ . Из данных, приведенных на рисунке, видно, что напряжения от динамической нагрузки существенно влияют как на  $\sigma^c$ , так и на  $T_{к2}$ . С повышением  $K_d$  предельные напряжения в исследуемых сварных соединениях при статическом нагружении уменьшаются, а вторая критическая температура хрупкости увеличивается.

Чувствительность сварных соединений к динамической нагрузке можно оценить по отношению величины уменьшения разрушающего статического напряжения  $\Delta\sigma = \sigma_0^c - \sigma^c$  при заданном динамическом к разрушающему статическому  $\sigma_0^c$ . В качестве примера на рис. 5 приведены зависимости чувствительности исследуемых сварных соединений от температуры при  $\sigma^d = 200$  МПа. Анализ рисунка показал, что сварное соединение стали 09Г2 (кривая 1) в исследованном диапазоне температур более чувствительно к динамической нагрузке. Причем, с понижением температуры эта разница возрастает и при  $-60$  °С увеличивается примерно в три раза. Из этого следует, что в прочностных расчетах при испытаниях образцов при комбинированном нагружении необходимо измерять и учитывать не только статические, но и динамические напряжения. В этом случае  $T_{к2}$  более обоснованно следует определять по пересечению температурных зависимостей критических максимальных напряжений  $\sigma_k$  и предела текучести рассматриваемого материала. В качестве характеристики режима нагружения использовался коэффициент динамичности  $K_d = \sigma^d / \sigma_k$ , который с коэффициентом динамической перегрузки связан соотношением  $K_d = K_{п1} / 1 + K_{п2}$ . Используя экспериментальные данные (см. таблицу), на рис. 6 приведены температурные зависимости для сварных соединений сталей 09Г2 (а) и 12ГН2МФАЮ (б) при некоторых значениях коэффициента динамичности. Кривая  $\sigma_k = f(T)$ , определенная при  $K_d = 0$ , характеризует температурную зависимость критического напряжения, равного предельному напряжению  $\sigma_0^c$ , полученную в условиях только статического, а  $K_d = 1$  — динамического нагружения  $\sigma_0^d$ . При известных величинах  $\sigma_0^c$ ,  $\xi$  и  $K_d$  определить критическое напряжение  $\sigma_k$  для заданной температуры можно по формуле

$$\sigma_k = \frac{\xi}{K_d + \xi(1 - K_d)} \sigma_0^c. \quad (6)$$

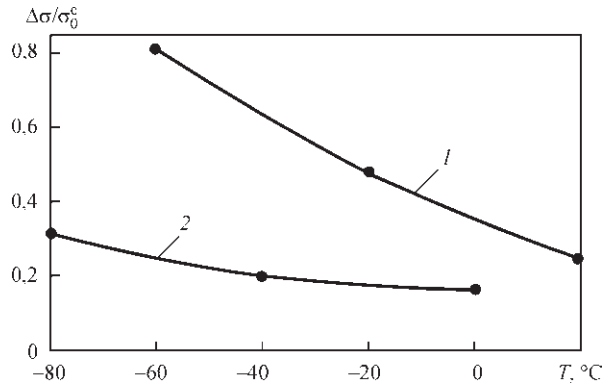


Рис. 5. Зависимость чувствительности сварных соединений сталей 09Г2 (1) и 12ГН2МФАЮ (2) от температуры при заданном значении динамического напряжения  $\sigma^d = 200$  МПа

Из приведенных на рисунке зависимостей видно, что с повышением  $K_d$  критические напряжения в исследуемых сварных соединениях уменьшаются, а вторая критическая температура хрупкости увеличивается, т. е. характер изменения максимальных напряжений и критической температуры хрупкости аналогичен приведенным на рис. 4, за исключением их абсолютных значений.

Влияние коэффициентов динамической перегрузки (кривые 1, 3) и динамичности (кривые

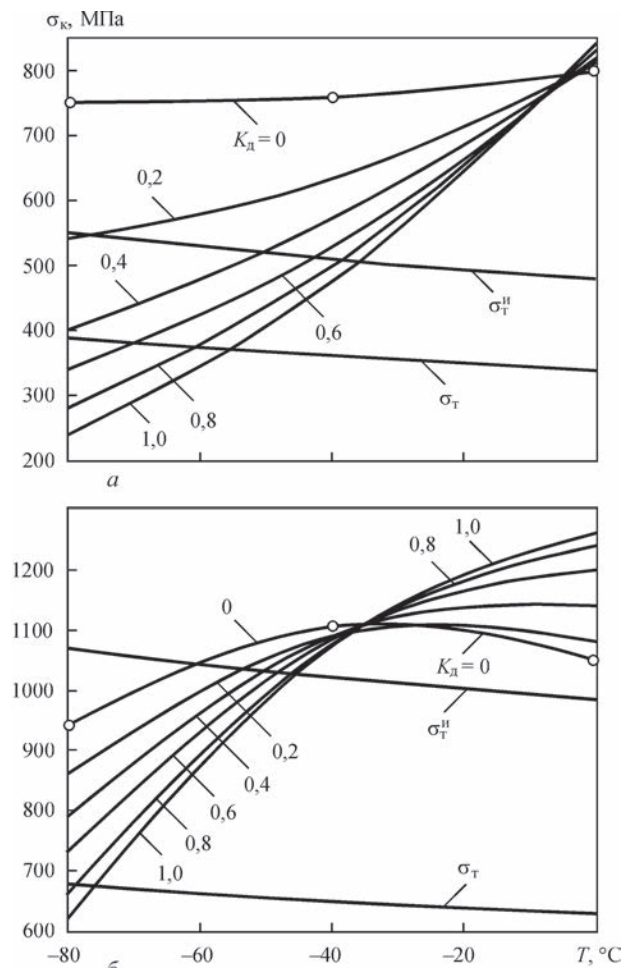


Рис. 6. Влияние температуры и коэффициента динамичности на критические напряжения в сварных образцах из сталей 09Г2 (а) и 12ГН2МФАЮ (б)

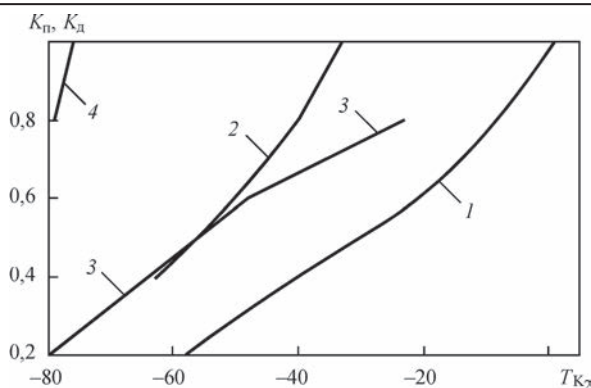


Рис. 7. Влияние коэффициентов динамической перегрузки (1, 3) и динамичности (2, 4) в условиях комбинированного нагружения на вторые критические температуры хрупкости сварных соединений сталей 09Г2 (1, 2) и 12ГН2МФАЮ (3, 4)

2, 4) на вторые критические температуры хрупкости сварных соединений сталей 09Г2 (1, 2) и 12ГН2МФАЮ (3, 4) приведены на рис. 7. Для построения кривых 1, 3 использовали точки пересечения температурных зависимостей  $\sigma^c$  с  $\sigma_T = f(T)$  (рис. 4), а кривых 2, 4 — температурных зависимостей  $\sigma_K$  с  $\sigma_T = f(T)$  (рис. 6). Сопоставление полученных результатов показывает, что  $T_{K2}$  значительно ниже при оценке нагруженности сварного соединения по коэффициенту динамичности, чем по коэффициенту динамической перегрузки. Причем, с ростом коэффициентов разность между вторыми критическими температурами хрупкости, определенными по  $\sigma^c$  и  $\sigma_K$ , имеет тенденцию к увеличению. Можно утверждать, что оценка вторых критических температур хрупкости исследуемых сварных соединений по максимальным напряжениям при комбинированном нагружении (кривые 2, 4) является более достоверной, чем с учетом действия только статических напряжений. Кроме этого видно, что при одинаковых значениях  $K_p$  или  $K_d$  вторые критические температуры хрупкости сварных соединений стали 12ГН2МФАЮ существенно ниже. Например, при  $K_p = 0,4$  разность критических температур хрупкости между исследуемыми сварными соединениями составляет 23 °С, а при  $K_d = 0,8$  — 39 °С.

Таким образом, проведенные исследования сварных соединений сталей разной прочности с имеющимся дефектом в виде трещины усталости при различном соотношении динамического и статического напряжений в широком диапазоне изменения климатических температур и представленный анализ данных позволяют более обоснованно подойти к определению запасов прочности элементов металлоконструкций, изготовленных из исследуемых материалов.

## Выводы

1. Предельное напряжение и вторая критическая температура хрупкости при комбинированном нагружении исследуемых сварных соединений зависят от соотношения статических и динамических напряжений. При увеличении коэффициентов динамической перегрузки и динамичности предельное напряжение уменьшается, а вторая критическая температура хрупкости повышается.

2. Показано, что учет динамических напряжений приводит к заниженным значениям предельного напряжения и завышенным значениям второй критической температуры хрупкости.

3. Установлено, что вторые критические температуры хрупкости сварных соединений стали 12ГН2МФАЮ и их чувствительность к динамической нагрузке ниже во всем диапазоне исследуемых температур.

4. Предельные напряжения и вторую критическую температуру хрупкости следует определять в условиях комбинированного нагружения при том коэффициенте динамичности, при котором происходит эксплуатация элемента металлоконструкции.

## Список литературы

1. Григорьев Р. С., Ларионов В. П., Уржумцев Ю. С. (1987) *Методы повышения работоспособности техники в северном исполнении*. Новосибирск, Наука, Сибирское отделение.
2. Телушкин В. Д., Винокуров В. А., Ряхин В. А. и др. (1978) *Строительные и дорожные машины для районов с холодным климатом*. Москва, Машиностроение.
3. Слепцов О. И., Шульгинов Б. С., Михайлов В. Е. и др. (2012) *Повышение прочности сварных металлоконструкций горнодобывающей и транспортной техники в условиях Севера*. Новосибирск, Наука.
4. Махутов Н. А. (1973) *Сопротивление элементов конструкций хрупкому разрушению*. Москва, Машиностроение.
5. Труфяков В. И. (1973) *Усталость сварных соединений*. Киев, Наукова думка.
6. (1985) ГОСТ 25.506–85. *Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении*. Москва, Изд-во стандартов.
7. Дегтярев В. А. (1982) Установки типа ДСО для испытаний на усталость при повторном ударном нагружении с различной асимметрией цикла. *Проблемы прочности*, 10, 110–113.

## References

1. Grigoriev R.S., Larionov V.P., Urzhumtsev Yu.S. (1987) *Methods of increase in serviceability of equipment in North version*. Novosibirsk, Nauka. Siberian section [in Russian].
2. Telushkin V.D., Vinokurov V.A., Ryakhin V.A. et al. (1978) *Road-building machines for regions with cold climate*. Moscow, Mashinostroyeniye [in Russian].
3. Sleptsov O.I., Shulginov B.S., Mikhajlov V.E. et al. (2012) *Improvement of strength of welded metal structures of minerals and transport engineering under conditions of North*. Novosibirsk, Nauka [in Russian].
4. Makhutov N.A. (1973) *Resistance of structure elements to brittle fracture*. Moscow, Mashinostroyeniye [in Russian].



5. Trufyakov V.I. (1973) *Fatigue of welded joints*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. (1985) GOST 25.506-85. *Methods of mechanical tests of metals. Determination of characteristics of crack resistance (fracture toughness) under static loading*. Moscow, Standart [in Russian].
7. Degtyaryov V.A. (1982) Units of DSO type for fatigue testing under repeated impact loading with different cycle asymmetry. *Problemy Prochnosti*, **10**, 110-113 [in Russian].

В. О. Дегтярев

Інститут проблем міцності ім. Г. С. Писаренка НАН України.  
01014, м. Київ-14, вул. Тимірязєвська, 2.  
E-mail: ips@ipp.kiev.ua

#### ВПЛИВ СПІВВІДНОШЕННЯ ДИНАМІЧНИХ І СТАТИЧНИХ НАПРУЖЕНЬ НА ОПІР ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ КРИХКОМУ РУЙНУВАННЮ

Аналізуються результати експериментальних досліджень впливу співвідношення статичних та динамічних напружень на граничні напруження та другу критичну температуру крихкості стикових зварних з'єднань з тріщиною сталей 09Г2 та 12ГН2МФАЮ в умовах кімнатної та низьких (до  $-80^{\circ}\text{C}$ ) температур. Встановлено, що при заданій температурі динамічна складова критичного напруження лінійно зменшується із зростанням статичного напруження. Показано, що при зростанні коефіцієнта динамічності відбувається зменшення граничних напружень та підвищення другої критичної температури крихкості. При цьому критичні температури крихкості зварних з'єднань сталі з більш високими механічними властивостями значно нижчі. Встановлено, що відсутність обліку динамічних напружень призводить до зменшення значенням граничного напруження та збільшення значенням другої критичної температури крихкості. Наведений аналіз досліджень дозволяє більш обґрунтовано підступити до оцін-

ки опору елементів конструкцій, виготовлених з досліджених матеріалів, крихкому руйнуванню та визначенню їх запасів міцності. Бібліогр. 7, табл. 1, рис. 7.

*Ключові слова:* зварне з'єднання, критична температура крихкості, діаграма граничних напружень, межа плинності

V.A. Degtyarev

G.S. Pisarenko Institute for Problems of Strength  
of the NAS of Ukraine. 2 Timiryazevskaya Str.  
01014, Kiev, Ukraine. E-mail: ips@ipp.kiev.ua

#### INFLUENCE OF THE RATIO OF DYNAMIC AND STATIC STRESSES ON BRITTLE FRACTURE RESISTANCE OF LOW-ALLOYED STEEL WELDED JOINTS

Results of experimental studies of the influence of the ratio of static and dynamic stresses on limit stresses and second critical brittleness temperature of butt welded joints with a crack on 09G2 and 12GN2MFAYu steels under the conditions of room and low (to  $-80^{\circ}\text{C}$ ) temperatures are analyzed. It is found that at the specified temperature the dynamic component of critical stress decreases linearly with increase of static stress. It is shown that decrease of limit stresses and increase of the second critical brittleness temperature take place at increase of the dynamic factor. Critical brittleness temperatures of welded joints of steel with higher mechanical properties are significantly lower. It is found that ignoring the dynamic stresses leads to underestimated values of limit stress and overestimated values of second critical brittleness temperature. Presented analysis of research allows a more substantiated approach to assessment of brittle fracture resistance of structural elements made from the studied materials, and determination of their safety margins. 7 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

*Keywords:* welded joint, critical brittleness temperature, limit stress diagram, yield point

Поступила в редакцію 23.05.2017

#### НОВАЯ КНИГА

Скальський В. Р., Божидарнік В. В., Долінська І. Я. Основи механіки руйнування для зварювальників: навч. посіб. – Луцьк, 2014. – 356 с.

У навчальному посібнику викладено основи міцності та лінійної механіки руйнування. Розглянуто деякі теоретико-методологічні аспекти оцінки характеристик міцності і пластичності, а також тріщностійкості конструкційних матеріалів і їх зварних з'єднань. В доступній формі подано поняття про руйнування елементів конструкцій за статичного, циклічного, динамічного навантажень і за повзучості. Наведено новітні методики визначення важливих стадій розвитку тріщин методами неруйнівного контролю.

Для студентів вищих навчальних закладів, наукових працівників та інженерів-дослідників, аспірантів і викладачів.



# ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ НЕПРЕРЫВНОГО ОПТИЧЕСКОГО РАЗРЯДА

**В. Д. ШЕЛЯГИН, А. В. БЕРНАЦКИЙ, В. Ю. ХАСКИН, И. В. ШУБА, А. В. СИОРА**

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

С целью исследования физических особенностей и технологических возможностей непрерывного оптического разряда, был создан ряд лабораторных стендов и плазмотронов, на которых определялись диапазоны вариации энергетических, газодинамических, химических и конструктивных параметров, обеспечивающих стабильность процесса обработки. Было установлено, что при изменении мощности излучения  $\text{CO}_2$ -лазера в диапазоне 1,5...6,0 кВт мощность непрерывного оптического разряда изменяется линейно, а мощность лазерного излучения, прошедшего сквозь разряд, может регулироваться от 8 до 40 % мощности излучения  $\text{CO}_2$ -лазера. Показана возможность дополнительного энерговклада в непрерывный оптический разряд от источника постоянного тока, при этом мощность дополнительного вклада может превышать мощность лазерного излучения. Непрерывный оптический разряд, одновременно с прошедшим через него лазерным излучением, целесообразно использовать для получения новых материалов, наноструктурированных углеродных и алмазных пленок, сфероидизации тугоплавких материалов, модификации поверхностей, наплавки и других родственных технологий. Библиогр. 14, табл. 1, рис. 3.

*Ключевые слова:* непрерывный оптический разряд, излучение  $\text{CO}_2$ -лазера, наплавка, термообработка, эксперименты, режимы, металлография, структура, остаточные напряжения

В 1970 г. Ю. П. Райзером был впервые экспериментально получен и исследован непрерывный оптический разряд (НОР) в газе [1]. В первых экспериментах плазма оптического разряда свободно располагалась в середине неподвижного газового объема в области фокуса излучения  $\text{CO}_2$ -лазера непрерывного действия. В 1978 г. впервые сообщается о создании плазмотрона [2], в котором стабилизация оптического разряда в сфокусированном лазерном излучении создается продольным в направлении излучения потоком газа. Возможность свободной передачи энергии лазерного излучения на значительные расстояния, концентрация ее в малых объемах оптическими средствами, высокие температура и степень ионизации в оптических разрядах открывают перспективы для многих практических применений. Однако до недавнего времени работы по данной проблеме были сконцентрированы на исследованиях собственно плазмы НОР в газах, и лишь отмечалась возможность использования лазерных плазмотронов в тепловых и плазмохимических процессах [3–5].

Перспективность применения НОР определялась его особенностями и уникальными характеристиками.

Во-первых, плазма НОР может быть получена в большинстве газовых смесей при атмосферном и более высоком давлении, а известные «чистые» технологии, основанные на применении плазмы высокой и сверхвысокой частоты (ВЧ, СВЧ) предпочтительно применяются при пониженных (ме-

нее 100 Торр) давлениях газовых смесей, т. е. в вакуумных камерах. Вместе с тем решение многих прикладных задач существенно упрощается или вообще становится возможным только при создании технологий плазмохимического синтеза и осаждения покрытий непосредственно в атмосферных условиях. Использование НОР плазмы, способной существовать при атмосферном давлении, в соединении с манипуляторами открывает возможность нанесения покрытий как локально, так и на изделия практически неограниченных размеров.

Во-вторых, высокое давление газов, т. е. значительная плотность активных молекул, в соединении с рекордной удельной плотностью лазерного энерговыделения в газе и высокой температурой плазмы (15...20 тыс. К) создают условия для высокоскоростного синтеза материалов.

В-третьих, для поддержания стабильной плазмы НОР не нужны какие-либо конструкционные элементы подвода энергии (электроды, волноводы, резонаторы и т. д.). Отсутствуют продукты эрозии, обычно загрязняющие нарастающую пленку в традиционных методах плазмохимического осаждения, что позволяет получать химически чистые материалы.

Широкое распространение в промышленности и в научно-исследовательских организациях лазерных установок мощностью до 2...10 кВт стимулировало проведение исследований и публикаций в этой области [6–14].

Целью данной работы является определение физических параметров НОР и технологических возможностей его применения, а также создание плазмотронов с направленными вниз на изделие струей плазмы и лазерным излучением. При конструировании во внимание принимались опубликованные данные и результаты собственных экспериментов.

В экспериментах на разных моделях плазмотронов определялись оптимальные условия возбуждения и устойчивого существования НОР при различных вариациях мощности лазерного излучения, вида газа и скорости потока, геометрических размеров разряда, места ввода в разряд порошковых и газовых прекурсоров и т. д.

Энергетические параметры разряда обеспечивал  $\text{CO}_2$ -лазер модели TRIAGON 12000 (фирма ROFIN-SINAR, Германия). Технологический стенд находился на расстоянии 7,5 м от выходного окна лазера. Лазерное излучение с помощью отражающих медных зеркал передавалось по воздуху в технологическую головку, где фокусировалось с помощью соляной KCl линзы с фокусным расстоянием  $F = 330$  мм. Конусная часть головки заканчивалась патрубком длиной 27 мм с внутренним диаметром 12 мм. При проведении экспериментов фокальную плоскость линзы располагали на расстоянии 10 мм от края патрубка, с которым состыковывали различные конструкции плазмотронов, вводя патрубок в плазмотрон на глубину до 20 мм. Возбуждение НОР осуществлялось за счет кратковременного ввода в зону фокуса лазерного излучения алюминиевой пластины.

В таблице приведены результаты экспериментов по зажиганию НОР и определению условий его стабильного существования в струе технического аргона, при изменении уровней мощности лазерного излучения на фокусирующей линзе ( $P$ , кВт) и скорости газового потока в выходном патрубке диаметром 12 мм ( $Q$ , м/с). При мощности, превышающей 1,5 кВт, и скорости потока аргона более 1,0 м/с, НОР возбуждается и горит устойчиво. Для исследований

был выбран диапазон значений скоростей потока газа более пригодный для технологических работ (1...40 м/с).

Известно [10], что при дозвуковых скоростях протекания газа 0,1...6,0 м/с атмосферного давления и мощности излучения  $\text{CO}_2$ -лазера 1,2...6,0 кВт, НОР ведет себя как твердое тело и натекающий на него поток газа нагревается у периферии разряда и обтекает его. Высокотемпературное ядро НОР локализуется в области фокуса лазерного луча, поднимается по лучу на расстояние до 10 мм и вытягивается вдоль потока газа. Градиент температуры газового разряда уменьшается с ростом скорости потока газа. Наблюдается торможение потока на фронте НОР, там располагается зона повышенного давления и реализуется обтекание газом высокотемпературной области разряда [10].

На рис. 1, а, в показаны фотографии НОР при атмосферных условиях. Стационарное существование НОР предполагает равенство диссипированной в газе энергии  $\text{CO}_2$ -лазерного излучения и рассеяния ее за счет излучения тепловой радиации, теплопроводности и выноса тепла конвективным потоком газа. Зависимость коэффициента поглощения лазерного излучения от температуры имеет максимум в районе 17...18 тыс. К при 1 атм. в воздухе, соответственно, пороговая мощность находится в диапазоне 1,8...2,0 кВт. В аргоне при 1 атм. пороговая мощность около 800 Вт, а возможная минимальная температура плазмы возле каустики 12700 К [10].

Минимальная пороговая мощность устойчивого горения НОР уменьшается в случае использования газа с низким потенциалом ионизации, плохой его теплопроводности и повышении давления. На рис. 2 [14] представлены экспериментально измеренные изотермы пространственного распределения температуры плазмы НОР в воздухе при атмосферном давлении, возбужденного  $\text{CO}_2$ -лазером мощностью 6 кВт [14]. Луч направлен горизонтально справа налево. Некоторая несимметрия изотерм может быть объяснена потоком воздуха, вызванного Архимедовой силой.

Значения параметров процесса, обеспечивающие устойчивое возбуждение и существование НОР

$P \backslash Q$	0,147	0,294	0,442	0,589	0,884	1,179	1,47	2,21	2,047	3,684	4,42
1,0	-		-	-		-	-	-	-	-	-
1,5	-		+	+	+	+	+	+	+	+	+
2,0	+			+	+	+	+	+	+	+	+
2,5				+	+	+	+	+	+	+	+
3,0				+	+	+	+	+	+	+	+
3,5				+	+	+	+	+	+	+	+
4,0				+	+	+	+	+	+	+	+
4,5				+	+	+	+	+	+	+	+
5,0				+	+	+	+	+	+	+	+
5,5				+	+	+	+	+	+	+	+
6,0				+	+	+	+	+	+	+	+

Примечание. + — устойчивый НОР; - — неустойчивый.



Если лазерный луч мощностью 1,5..2,0 кВт и поток аргона со скоростью 0,59 м/с направить вертикально вниз, НОР принимает форму шара диаметром около 15 мм и поднимается примерно на 1 см обратно направлению распространения лазерного излучения; при скорости потока 1,0 м/с ядро НОР — яркий светящийся эллипс, размерами 7×17 мм, который опускается на 7...8 мм вниз, а при скорости 4,42 м/с НОР опускается на 15 мм и имеет вид яркого белого эллипса, центральная часть которого имеет размер 8×22 мм (рис. 1, *а*).

Помещение НОР внутрь плазмотрона повышает его стабильность, которая зависит, при прочих равных условиях, от внутреннего диаметра канала плазмотрона. В плазмотроне внутренним диаметром 48 мм при мощности луча 2,0 кВт разряд стабилен при скоростях потока 0,14...3,0 м/с. В плазмотроне с внутренним диаметром 22 мм и длиной 115 мм, при мощности лазерного излучения 2,0 кВт, разряд стабилен при скорости потока в диапазоне 0,1...10,0 м/с. При атмосферном давлении и скорости потока аргона в 1,0 м/с, верхний порог по мощности установить не удалось. В оптическом плазмотроне температура центральной

части разряда на 1...3 тыс. К выше, чем температура НОР в неподвижном газе.

С целью расширения технологических возможностей НОР, при ограниченной мощности лазерного источника, были проведены эксперименты по повышению мощности НОР за счет пропускания тока через разряд без введения дополнительных электродов. В условиях данного эксперимента НОР не касается стенок плазмотрона, а струя, сформированная разрядом плазмы, касается изделия. Диаметр плазмообразующего сопла был 3 мм, промежуток между соплом и изделием 8 мм. Положительный потенциал сварочного источника подключали к корпусу плазмотрона, отрицательный к изделию. Ток дополнительного разряда 40 А, напряжение 31 В. В разряде выделилось порядка 1240 Вт. Ток протекает через холодный слой газа за счет большой подвижности электронов плазмы. При смене полярности ток не протекает. На рис. 1, *д* показан НОР, дополнительно подогретый постоянным током.

Интересные результаты получены при скрещивании НОР с потоком аргоновой плазмы, генерируемой дуговым плазмотроном (рис. 1, *б*). В этом устройстве газообразные и порошковые прекурсо-



Рис. 1. Лабораторные стенды для изучения технологических возможностей НОР: *а* — НОР, горящий в струе аргона, в атмосфере; *б* — гибридное взаимодействие НОР и микроплазмы; *в* — плазмотрон, действующий на основе НОР в среде азота; *г* — обработка тел вращения при помощи НОР; *д* — гибридный плазмотрон с накачкой НОР дугой постоянного тока; *е* — наплавка при помощи НОР

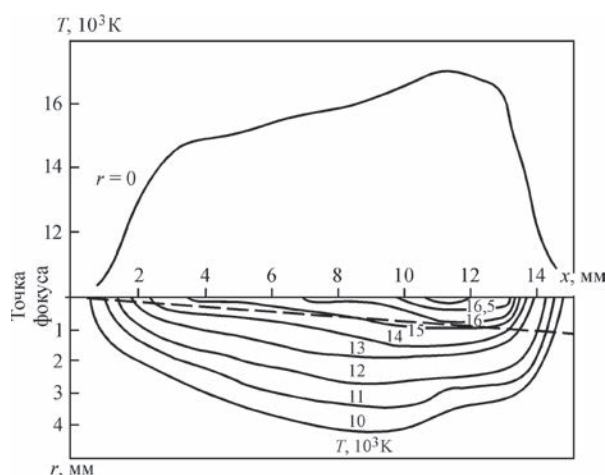


Рис. 2. Изотермы пространственного распределения температуры в НОР (внизу) и распределение температуры на оси луча (вверху)

ры могут подаваться как в область плазмы НОР, так и в плазму дугового плазматрона.

Важной задачей использования НОР является реализация лазерно-плазменной технологии газофазного синтеза алмазных пленок из многокомпонентных газовых смесей и осаждения этих пленок на поверхности деталей машин и механизмов, рабочие поверхности инструментов и пр. [9]. НОР генерирует плотную равновесную плазму с малым градиентом температуры в поперечном сечении ламинарного газового потока — это оптимальные условия для разложения активных компонентов газовых смесей и повышения скорости осаждения алмазных пленок. Большую роль в скорости осаждения пленки и ее качестве играет температура подложки. Стабилизация ее оптимальной температуры (около 800 К) осуществлялась различными конструктивными и энергетическими параметрами устройства: регулировкой положения кросовера в плазматроне; расстоянием плазма-подложка; конструкцией газовых и контактных охладителей; варьированием лазерной мощности и скорости газового потока. Доля лазерного излучения, дошедшая до подложки, может быть уменьшена за счет удлинения высокотемпературной составляющей НОР. Для этого нужно уменьшить диаметр канала плазматрона и увеличить скорость газового потока. Удлинение высокотемпературной струи в НОР увеличит рефракцию лазерного луча и плотность мощности на излучении снизится. Это позволит избежать перегрева центральной части осажденной пленки, если распределение мощности в пучке Гауссово. Качественные оценки синтезированных пленок и отдельных кристаллов, а также их спектры комбинационного рассеяния в данной работе не приводятся.

Уникальные свойства НОР предоставляют широкие технологические возможности в области сварки и родственных технологий. Для определения возможностей изменения размеров частиц по-

рошковых материалов (диспергирования порошков) под действием НОР был создан лабораторный стенд, в состав которого входили плазматрон модели МП-4 и его источник питания МПУ-4М, позволяющий работать на токах до 45 А при напряжении до 40 В. Согласно технологической схеме, приведенной в [12], плазматрон располагали так, чтобы струя микроплазмы проходила через НОР перпендикулярно оси лазерного излучения (рис. 1, б). Использовали порошки с грануляцией 40...60 мкм трех типов способности плавиться: тугоплавкий порошок  $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiO}_2$  (температура плавления около 2200 °С), самофлюсующиеся порошки системы Ni-Cr-B-Si ПГ-12Н-02 и ПГ-АН6 со средними показателями способности плавиться (температура плавления 1000...1200 °С), а также легкоплавкий порошок ПГ-19М-01 (температура плавления 885...1020 °С).

При проведении исследований изготавливали сплеты для определения степени влияния плазменного разряда на частицу порошка. Для этого на предметные пластинки осаждали порошок, пролетевшие через НОР, простреливаемый дуговой микроплазмой перпендикулярно оси лазерного излучения. Пластинки с напылением изучали с помощью оптического микроскопа МБС-9. В результате проведения исследований установлено, что тугоплавкие порошки плохо оплавляются НОР ввиду малого времени пребывания в разряде. Порошки с низкими показателями плавкости слишком хорошо поддаются воздействию НОР и склонны к полному испарению. Лучше всего себя показали самофлюсующиеся порошки на основе никеля со средними показателями плавкости (температура плавления 1000...1200 °С). Была установлена тенденция измельчения частиц порошков, транспортируемых через НОР струей микроплазмы. Приблизительно у 20...25 % от общего количества порошка размер частиц уменьшался до 30 мкм.

Следующим шагом в исследовании возможностей НОР в области сфероидизации, измельчения и рафинирования порошков, было изготовление лазерного плазматрона, действующего на основе НОР (рис. 1, в). Исследования технологических возможностей лазерного плазматрона с диаметром сопла 3 мм показали, что наилучшие условия его работы создаются при использовании мощности излучения  $\text{CO}_2$ -лазера 2,0...3,0 кВт и расходе плазмообразующего газа (аргона) 5...10 л/мин. В оптическую плазму вкладывалось порядка 1,5...2,5 кВт, а 20 % лазерной мощности проходило сквозь НОР. Длина оптического разряда находилась в пределах 15...20 мм, т. е. по 7...10 мм вверх и вниз относительно фокуса. Длина плазменной струи, выходящей из лазерного плазматрона, составляла 5...10 мм в зависимости от скорости потока газа.

Для проведения экспериментов по наплавке стальных образцов лазерным излучением с од-



новременным воздействием НОР был создан лабораторный стенд на базе трехкоординатного манипулятора (рис. 1, *е*). На нем были наплавлены образцы порошками системы Ni-Cr-B-Si сплавов ПГ-12Н-02 (*HRC* 40...45) и ПГ-АН6 (*HRC* 60...65) [13] лазерным и гибридным лазер-НОР способами. При этом во всех случаях мощность лазерного излучения составляла  $P = 0,7...0,8$  кВт, мощность НОР —  $P_{НОР} = 2,0...2,2$  кВт, скорость наплавки 40 м/ч, ширина наплавляемого валика 4 мм. Полученные образцы были шлифованы для дальнейших металлографических и радиографических исследований.

В результате гибридной лазер-НОР наплавки были получены бездефектные слои с мелкодисперсной литой структурой, состоящей из аустенитной матрицы и  $\delta$ -феррита, который выделился вдоль границ кристаллитов и ячеек (рис. 3, *а*). Количество  $\delta$ -феррита составляло 15...25 % (измерения проводили на приборе «Ferritgehalt-messer 1.053»). Распределение микротвердости измерялось в направлении от поверхности наплавленного слоя в сторону основного металла (нагрузка 100 г, шаг 100 мкм). Эти измерения показали для лазер-НОР наплавки большую равномерность распределения микротвердости, чем для лазерной (рис. 3, *б*). Размер переходной зоны составлял порядка 10 мкм (рис. 3, *в*), а глубина ЗТВ — до 0,2 мм (рис. 3, *з*).

Модификация термического цикла при гибридной лазер-НОР наплавке способствует устранению такого характерного дефекта наплавленных слоев, как микротрещины, а также получению слоев с достаточно высокой твердостью. При этом сравнительно небольшие

размеры ЗТВ (200...300 мкм) и переходной зоны (10...15 мкм) свидетельствуют об удачном вложении энергии.

Анализ результатов наплавки слоев из сплавов ПГ-12Н-02 и ПГ-АН6 системы Ni-Cr-B-Si на сталь типа Ст3пс, выполненных лазерным и лазер-НОР способами, позволил установить, что показатель трещинообразования снизился с 40...60 до 20...30 %, соответственно. Напряжения I рода, измеренные в наплавленных слоях рентгенофазовым способом с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-2, также уменьшились. Для сплавов ПГ-12Н-02 и ПГ-АН6, наплавленных лазерным способом, они составляли –200 и –510 МПа, соответственно, в то время, как в слоях, наплавленных гибридным способом, они составили +120 и –310 МПа, соответственно. Смена знака с «–» на «+» свидетельствует об изменении сжимающих напряжений на растягивающие.

Исследования термической обработки образцов из штамповой стали 20Х13 проводили с минимальным оплавлением поверхности (на глубину 0,1...0,3 мм) при помощи излучения CO<sub>2</sub>-лазера. При этом лазерную закалку выполняли на режиме:  $P_{\text{лаз}} = 1,5$  и 3,0 кВт;  $v = 60$  м/ч;  $d_{\text{п}} = 4...5$  мм;  $Q_{\text{Аг}} = 25...30$  л/мин., а также гибридную лазер-НОР закалку на режиме:  $P_{\text{лаз}} = 1,5$  кВт;  $d_{\text{п}} = 4...5$  мм;  $P_{\text{пл}} = 1,5$  кВт;  $d_{\text{пл}} = 8$  мм;  $v = 60$  м/ч;  $Q_{\text{Аг}} = 25...30$  л/мин. Из полученных закаленных дорожек вырезали темплеты размером 10×10×5 мм, по которым измеряли внутренние напряжения I рода в этих дорожках методом рентгенофазового анализа. Измерения показали, что напряженное состояние слоев, упрочненных лазерным способом, составляет порядка 470 МПа. Примене-

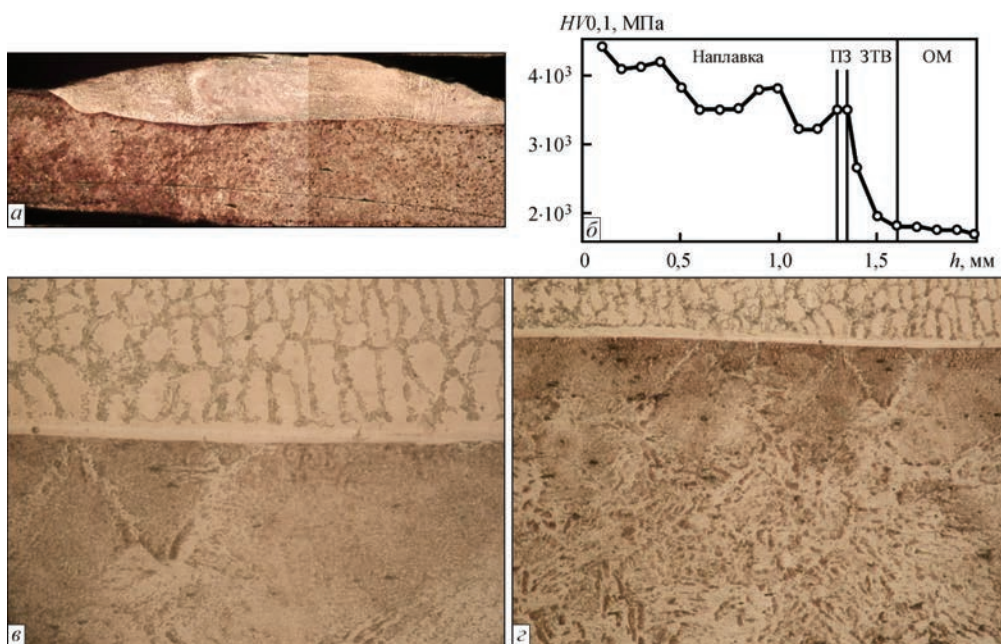


Рис. 3. Общий вид наплавленного валика (*а*,  $\times 25$ ) с распределением микротвердости  $HV_{0,1}$  по глубине  $h$  наплавленного слоя (*б*), переходная зона (*в*,  $\times 400$ ) и ЗТВ в основном металле (*з*,  $\times 200$ )



ние лазер–НОР упрочнения позволяет уменьшить этот показатель до приблизительно 260 МПа.

Авторы полагают, что дополнительные преимущества использования НОР при синтезе поликристаллических алмазных пленок могут быть получены при изменении формы распределения интенсивности лазерного излучения с Гауссовой на прямоугольную.

## Выводы

1. Исследования особенностей существования НОР показали, что в диапазоне мощностей прошедшего через фокусирующую линзу излучения  $\text{CO}_2$ -лазера 1,5...6 кВт мощность НОР изменяется линейно, а составляющая лазерного излучения, прошедшая сквозь НОР, может составлять 10...30 % в зависимости от конструкции плазматрона и значений параметров технологических режимов. Это позволяет использовать НОР одновременно с прошедшим через него лазерным излучением в области технологий обработки поверхности.

2. Установлена возможность введения дополнительной электрической мощности в НОР.

3. Для проведения процессов наплавки и термической обработки поверхностей целесообразно совмещать НОР с действием расфокусированного (до диаметра 2...4 мм) лазерного излучения. Наилучшие результаты получены при мощности НОР 1,5...2,5 кВт и мощности лазерного излучения, дошедшего до подложки 0,7...1,5 кВт.

4. Влияние НОР на результаты лазерной наплавки и термической обработки поверхностей заключается в снижении остаточных внутренних напряжений на 40...60 % за счет модификации термического цикла.

## Список литературы

1. Генералов Н. А., Зимаков В. П., Козлов Г. И. и др. (1971) Экспериментальное исследование непрерывно горящего оптического разряда. *ЖЭТФ*, 61, 1, 1434–1446.
2. Козлов Г. И. (1978) Лазерный плазматрон с протоком газа. *Письма в ЖЭТФ*, 4, 10, 586–589.
3. Райзер Ю. П. (1980) Оптические разряды. *УФН*, 132, 3, 549–581.
4. Зимаков В. П., Кузнецов В. А., Кедров А. Ю. и др. (2009) Газовый лазер для эффективного поддержания плазмы непрерывного оптического разряда в научных и технологических применениях. *Квантовая электроника*, 39, 9, 797–801.
5. Большаков А. П., Конов В. И., Востриков В. Г. и др. (2008) Исследование плазмы оптического разряда в многокомпонентных смесях молекулярных газов. *Там же*, 38, 2, 165–168.
6. Зимаков В. П., Кузнецов В. А., Кедров А. Ю. и др. (2009) Рефракция лазерного излучения в плазме непрерывного оптического разряда в потоке газа при атмосферном давлении. *Оптика атмосферы и океана*, 22, 11, 1023–1028.
7. Franzen D. L. (1973) Continuous laser-sustained plasmas. *J. of Appl. Phys.*, 44, 4, 1727–1732.
8. Козлов Г. И., Кузнецов В. А., Масюков В. А. (1979) Непрерывный оптический разряд в молекулярных газах. *ЖТФ*, 49, 11, 2304–2310.

9. Большаков А. П. (2007) *Синтез поликристаллических алмазных пленок с помощью лазерного плазматрона*. Дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.21. Москва, РГБ.
10. Райзер Ю. П. (1996) Непрерывный оптический разряд — поддержание и генерация плотной низкотемпературной плазмы лазерным излучением. *Соросовский образовательный журнал*, 3, 87–94.
11. Колумбаев Э. Б., Лелевкин В. М. (2002) Численный анализ характеристик непрерывного оптического разряда в воздухе. *Вестник КРСУ*, 2, 2, 76–83.
12. Шелягин В. Д., Кривцун И. В., Борисов Ю. С. и др. (2005) Лазерно-дуговые и лазерно-плазменные технологии сварки и нанесения покрытий. *Автоматическая сварка*, 8, 49–54.
13. Борисов Ю. С., Хаскин В. Ю., Войнарович С. Г. и др. (2012) Комбинированная лазерно-микроплазменная наплавка порошками сплавов системы Ni–Cr–B–Si. *Там же*, 11(715), 18–24.
14. (1992). *Физическая энциклопедия*. Москва, Большая Российская энциклопедия.

## References

1. Generalov N.A., Zimakov V.P., Kozlov G.I. et al. (1971) Experimental investigation of continuously burning optical discharge. *ZhETF*, 61(1), 1434–1446 [in Russian].
2. Kozlov G.I. (1978) Laser plasmatron with gas flow. *Pisma v ZhETF*, 4(10), 586–589 [in Russian].
3. Raizer, Yu.P. (1980) Optical discharges. *Sov. Phys. Usp.*, 23, 789–806.
4. Zimakov V.P., Kuznetsov V.A., Kedrov A.Yu. et al. (2009) Gas laser for efficient sustaining a continuous optical discharge plasma in scientific and technological applications. *Quantum Electronics*, 39(9), 797–801 [in Russian].
5. Bolshakov A.P., Konov V.I., Vostrikov V.G. et al. (2008) Study of the optical-discharge plasma in multicomponent mixtures of molecular gases. *Ibid.*, 38(2), 165–168 [in Russian].
6. Zimakov V.P., Kuznetsov V.A., Kedrov A.Yu. et al. (2009) Laser beam refraction in a continuous optical discharge plasma in a gas flow under atmospheric pressure. *Optika Atmosfery i Okeana*, 22(11), 1023–1028 [in Russian].
7. Franzen D.L. (1973) Continuous laser-sustained plasmas. *J. Appl. Phys.*, 44, 4, 1727–1732.
8. Kozlov G.I., Kuznetsov V.A., Masyukov V.A. (1979) Continuous optical discharge in molecular gases. *ZhTF*, 49(11), 2304–2310 [in Russian].
9. Bolshakov A.P. (2007) *Synthesis of polycrystalline diamond films using laser plasmatron*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Phys.-Mat. Sci. Moscow, RGB [in Russian].
10. Raizer Yu.P. (1996) Continuous optical discharge – maintenance and generation of dense low-temperature plasma by laser radiation. *Sorovskiy obrazovatel'nyy zhurnal*, 3, 87–94 [in Russian].
11. Kolumbaev E.B., Lelevkin V.M. (2002) Numerical analysis of characteristics of optical discharge in air. *Vestnik KRSU*, 2(2), 76–83 [in Russian].
12. Shelyagin V.D., Krivtsun I.V., Borisov Yu.S. et al. (2005) Laser-arc and laser-plasma technologies of welding and coating technologies. *The Paton Welding J.*, 8, 44–49.
13. Borisov Yu.S., Khaskin V.Yu., Vojnarovich S.G. et al. (2012) Combined laser-microplasma cladding with powders of Ni–Cr–B–Si system alloys. *Ibid.*, 11, 16–22.
14. (1992) *Physical encyclopedia*. Moscow, Great Russian Encyclopedia [in Russian].

В. Д. Шелягин, А. В. Бернацкий, В. Ю. Хаскин,  
И. В. Шуба, О. В. Сиора

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

ДОСЛІДЖЕННЯ ФІЗИЧНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ  
І ТЕХНОЛОГІЧНИХ МОЖЛИВОСТЕЙ  
НЕПЕРЕРВНОГО ОПТИЧНОГО РОЗРЯДУ

З метою дослідження фізичних особливостей і технологічних можливостей неперервного оптичного розряду, був створений ряд лабораторних стендів і плазмотронів, на яких визначалися діапазони варіації енергетичних, газодинамічних, хімічних і конструктивних параметрів, що забезпечують стабільність процесу обробки. Було встановлено, що при зміні потужності випромінювання CO<sub>2</sub>-лазера в діапазоні 1,5...6,0 кВт, потужність неперервного оптичного розряду змінюється лінійно, а потужність лазерного випромінювання, що пройшло крізь розряд, може регулюватися від 8 до 40 % потужності випромінювання CO<sub>2</sub>-лазера. Показана можливість додаткового енерговкладу в неперервний оптичний розряд від джерела постійного струму, при цьому потужність додаткового вкладу може перевищувати потужність лазерного випромінювання. Неперервний оптичний розряд, одночасно з лазерним випромінюванням, що проходить через нього, доцільно використовувати для отримання нових матеріалів, наноструктурованих вуглецевих і алмазних плівок, сфероїдизації тугоплавких матеріалів, модифікації поверхонь, наплавлення та інших споріднених технологій. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 3.

*Ключові слова:* неперервний оптичний розряд, випромінювання CO<sub>2</sub>-лазера, наплавлення, термообробка, експерименти, режими, металографія, структура, залишкові напруження

V.D. Shelyagin, A.V. Bernatskii, V.Yu. Khaskin,  
I.V. Shuba, A.V. Siora

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

INVESTIGATION OF PHYSICAL FEATURES  
AND TECHNOLOGICAL CAPABILITIES  
OF CONTINUOUS OPTICAL DISCHARGE

In order to study physical features and technological capabilities of continuous optical discharge, a number of laboratory stands and plasmotrons were developed, which were used to determine the ranges of variation of energy, gas-dynamic, chemical and design parameters, providing stability of processing operations. It was found that at the change of power of CO<sub>2</sub>-laser radiation in the range of 1.5 – 6.0 kW, power of continuous optical discharge changes linearly, while power of laser radiation, passing through the discharge, can be regulated to be from 8 to 40% of CO<sub>2</sub>-laser radiation power. Shown is the possibility of additional energy input into continuous optical discharge from direct current source. Here, power of additional input can exceed that of laser radiation. It is rational to apply continuous optical discharge, together with laser radiation which passed through it, to produce new materials, nanostructured carbide and diamond films, spheroidizing of refractory materials, surface modification, surfacing and other related technologies. 14 Ref., 1 Tabl., 3 Fig.

*Keywords:* continuous optical discharge, CO<sub>2</sub>-laser radiation, surfacing, heat treatment, experiments, modes, metallography, structure, residual stresses

Поступила в редакцию 16.05.2017

Товариство зварників України  
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України

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

*Присвячується 25-річчю Товариства зварників України  
та 175-річчю М.М. Бенардоса —  
винахідника дугового зварювання*

22-23 листопада 2017 р.

м. Київ, Міжнародний виставковий центр

- ♦ 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

Запрошуємо прийняти участь в роботі конференції

**Контакти:** maksimov@paton.kiev.ua; pwi\_37@ukr.net;  
тел./факс: (+38) 044-200-82-77 www.patonpublishinghouse.com

# ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ИЗНОСОСТОЙКОГО СПЛАВА ПРИ НАПЛАВКЕ ПОРОШКОВОЙ ЛЕНТОЙ ПЛ-АН-111

**Б. В. ЕФРЕМЕНКО, А. Г. БЕЛИК, Я. А. ЧЕЙЛЯХ, М. БАХРАМИ АЛАМДАРЛО**

Приазовский государственный технический университет. 87500, Донецкая обл., г. Мариуполь, ул. Университетская, 7.  
E-mail: alexbelick@gmail.ua

Проведены исследования температурно-временных условий формирования микроструктуры сплава, получаемого электродуговой наплавкой аустенитного сплава типа 500X40H40C2Г1РЦ порошковой лентой ПЛ-АН-111. Исследование структурообразования наплавленного валика по высоте проводилось моделированием в среде программного продукта ProCAST. Результаты моделирования сопоставляли с реальной микроструктурой износостойкого слоя, полученного электродуговой наплавкой порошковой лентой ПЛ-АН-111. Микроструктуру наплавки исследовали на поперечных микрошлифах, длительно протравленных 4 %-м ниталем, с применением оптического микроскопа Nikon Eclipse M200 и электронного сканирующего микроскопа JSM-6510 LV, оснащенного EDS-анализатором фирмы Oxford Instruments. Применение конечно-элементного моделирования позволило установить, что скорость остывания валика высотой 10 мм и шириной 25 мм, наплавленного порошковой лентой ПЛ-АН-111 на пластину 09Г2С толщиной 15 мм, варьируется от 27,8 до 0,6 °С/с, снижаясь по мере увеличения времени остывания и удаления от зоны сплавления с основой. Кристаллизация сплава типа 500X40H40C2Г1РЦ протекает в интервале температур 1332...1195 °С, начинается с выделения первичных карбидов  $M_7C_3$  и завершается эвтектическим превращением «жидкость → аустенит+ $M_7C_3$ ». Повышение скорости охлаждения до 27,8 °С/с подавляет процесс кристаллизации первичных карбидов  $M_7C_3$ , в результате чего по высоте наплавленного слоя формируется градиентная структура, изменяющаяся от аустенитной бескарбидной (у границы сплавления с основой) до заэвтектической (в верхней части валика). При скорости охлаждения 6,6 °С/с из жидкости в интервале 1332...1274 °С выделяются первичные карбиды  $M_7C_3$ , содержащие в среднем 57,6 % Cr и 2,7 % Ni, что соответствует термодинамически устойчивому состоянию сплава типа 500X40H40C2Г2РЦ. Библиогр. 12, рис. 6.

*Ключевые слова:* порошковая лента, наплавленный слой, микроструктура, компьютерное моделирование, кристаллизация

Нанесение защитных покрытий дуговой наплавкой является одной из наиболее распространенных технологий восстановления и поверхностного упрочнения деталей машин. Среди большого разнообразия наплавочных материалов находят применение высокоуглеродистые композиции на железо-хромо-никелевой основе, образующие твердые карбидные фазы порошковые ленты ПЛ-АН-101, ПЛ-АН-111, ПЛ-АН-150, которые используются для упрочнения контактных поверхностей конусов и чаш засыпных аппаратов доменных печей [1–4]. Химический состав данных порошковых лент обеспечивает формирование в наплавленном слое структуры, стойкой к абразивному, газо-абразивному, эрозионному изнашиванию при повышенных температурах, чему способствует высокая коррозионно- и жаростойкость металла в сочетании с упрочняющими карбидными фазами и соответствующей матрицей [5, 6]. Учитывая сложное легирование Fe–C–Cr–Ni порошковых лент и нестационарный характер протекающих при наплавке процессов, формирование микроструктуры в наплавленном металле может протекать неоднородно, приводя к градиенту свойств по высоте валика. Поскольку триботехнические свойства наплавленного металла определяются

его микроструктурой, важное значение приобретают вопросы управления структурообразованием, особенно на этапе формирования первичной структуры наплавки [7, 8]. Для этого необходимо знать термокинетические особенности кристаллизации и характер фазово-структурных трансформаций в сплаве конкретного химического состава, что требует проведения дополнительных исследований применительно к указанным наплавочным материалам.

Цель работы — исследование температурно-временных условий формирования фаз и их распределения по высоте валика при наплавке износостойкого сплава порошковой лентой ПЛ-АН-111.

**Методика.** Исследовали наплавленный слой, полученный электродуговой наплавкой порошковой проволокой ПЛ-АН-111, обеспечивающей получение сплава типа 500X40H40C2Г1РЦ. Наплавку проводили на лист толщиной 15 мм из стали 09Г2С (ГОСТ 5520) при следующих параметрах: ток дуги —  $700 \pm 50$  А, напряжение —  $32 \pm 2$  В, вылет — 50 мм, скорость наплавки — 32 м/ч, скорость подачи — 41 м/ч.



Термовременные параметры кристаллизации изучали с применением компьютерного моделирования на основе метода конечных элементов [9, 10]. Так как формирование наплавленного металла при определенных допущениях может быть схожим с кристаллизацией отливок, в данной работе использован программный продукт ProCAST, применяемый для проектирования литейных технологий [11]. Моделирование проводилось для случая наплавки порошковой лентой ПЛ-АН-111 валика высотой 10 и шириной 25 мм, начальная температура наплавленного металла была принята 1800 °С, охлаждение — на спокойном воздухе. Результаты моделирования сопоставляли с реальной микроструктурой наплавленного металла. Микроструктуру наплавки исследовали на поперечных микрошлифах после длительного травления 4 %-м ниталем, используя оптический микроскоп Eclipse M200 (Nikon) и электронный сканирующий микроскоп (СЭМ) JSM-6510 LV (JEOL). Фазовый химический состав определяли с помощью энергодисперсионного микроанализатора X-Act (Oxford Instruments). Микротвердость замеряли с помощью микротвердомера FM-300 (Future-Tech) при нагрузке 20...50 г, усредняя значения 5...7 измерений.

**Результаты и обсуждение.** Результаты термодинамического моделирования кристаллизации сплава типа 500X40H40C2Г1РЦ представлены на рис. 1. Как следует из рис. 1, а, кристаллизация протекает в интервале температур 1332...1195 °С. В интервале 1332...1274 °С, согласно рис. 1, б, из жидкости выделяются первичные карбиды на базе хрома  $M_7C_3$ , имеющие ромбоэдрическую решетку пространственной группы  $Pnma$ . Объемная доля первичных карбидов ( $Q$ , %) нарастает с понижением температуры ( $t$ , °С) по линейной зависимости:

$$Q_{M_7C_3} = -0,19t + 248,5.$$

На момент завершения выделения первичных карбидов объемная доля твердой фазы составляет 11 %. Формирование оставшейся доли твердой фазы протекает в интервале 1274...1195 °С за счет эвтектического превращения «Жидкость → Аустенит +  $M_7C_3$ ». Эвтектическое превращение протекает с максимальной скоростью при температурах 1274...1255 °С, когда формируется 84 % твердой фазы сплава; по мере исчерпания превращения его скорость резко падает. На момент завершения кристаллизации в сплаве фиксируется следующий фазовый состав: 11 % первичных карбидов  $M_7C_3$ , 20 % эвтектических карбидов  $M_7C_3$ , 69 % аустенита. Сплав типа 500X40H40C2Г1РЦ является заэвтектическим сплавом с преобладанием эвтектической составляющей. Последующие твердофазные превращения (диффузионные и сдвиговые) в

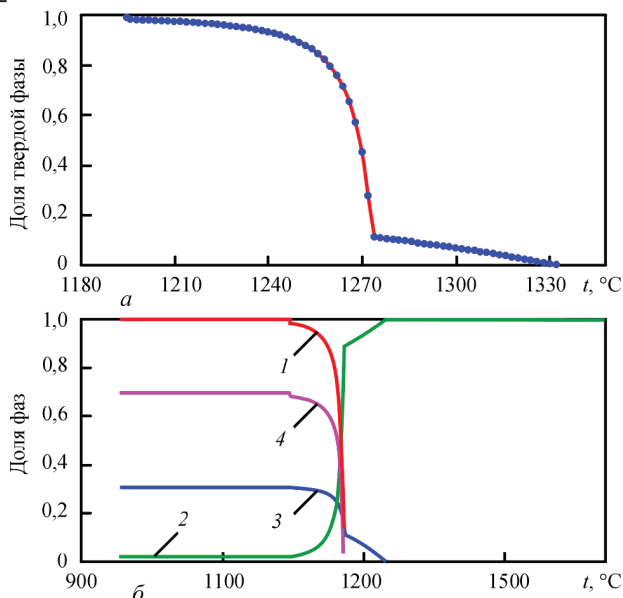


Рис. 1. Расчетные изменения общей объемной доли твердой фазы (а) и отдельных фаз (б) при кристаллизации сплава типа 500X40H40C2Г1РЦ в зависимости от температуры металла: 1 — твердая фаза; 2 — жидкая фаза; 3 —  $M_7C_3$ ; 4 — аустенит

сплаве практически отсутствуют, будучи сильно заторможенными в связи с высоким содержанием хрома и никеля.

На рис. 2 показаны результаты моделирования в виде динамики распределения температуры по сечению кристаллизующегося валика. Остывание сопровождается уменьшением объема жидкого металла, в результате чего с 9 по 59 секунду после начала остывания в верхней части наплавки формируется усадка (в виде плоской площадки) с уменьшением высоты валика. По резуль-

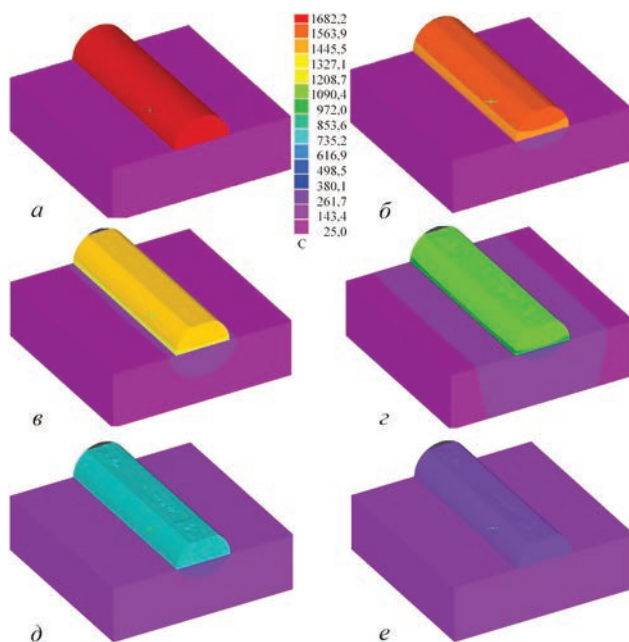


Рис. 2. Динамика температурного поля валика при кристаллизации после наплавки порошковой лентой ПЛ-АН-111: а — 0; б — 19; в — 49; г — 108; д — 164; е — 500 с

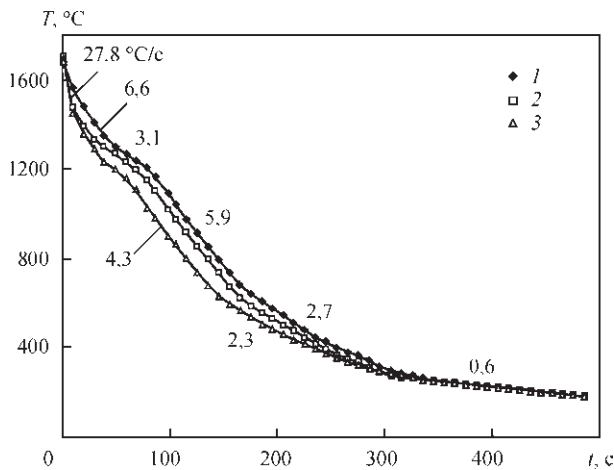


Рис. 3. Расчетные кривые охлаждения слоев валика на различном удалении от поверхности основного металла: 1 — поверхность; 2 — 0,5 высоты; 3 — зона сплавления

татам моделирования были построены кривые охлаждения различных слоев валика. Как следует из рис. 3, кривые можно разделить на несколько участков, отличающихся средней скоростью остывания. Первый участок соответствует жидкому состоянию (до 1332 °C): здесь поверхность валика остывает со средней скоростью 6,6 °C/с; в средней части валика и у границы сплавления средняя скорость охлаждения в четыре раза выше — 27,8 °C/с. На втором участке (в интервале примерно 1330...1200 °C) остывание валика замедляется: на поверхности до 3,1 °C/с, в зоне сплавления — до 4,3 °C/с. Это объясняется выделением скрытой теплоты фазовых превращений при выделении первичных карбидов и формировании аустенито-карбидной эвтектики [12]. Скрытая теплота кристаллизации чугунов составляет 138,2 Дж/кг. После завершения кристаллизации остывание валика ускоряется, достигая 5,9 °C/с при 600 °C; этот участок на кривой охлаждения длится почти 100 с.

Охлаждение наплавленного валика происходит в основном за счет теплоизлучения и отвода тепла в основу. Последняя компонента лимитируется теплопроводностью наплавки. Согласно рис. 4 сплав имеет пониженную теплопроводность, характерную для высоколегированных сплавов. После завершения эвтектического превращения коэффициент теплопроводности ( $\lambda$ ) сплава составляет 19,3 Вт/(м·°C) и постепенно снижается до 14,2 Вт/(м·°C) по мере остывания до 20 °C. Уменьшение  $\lambda$  обуславливает выравнивание температуры по сечению и снижение скорости остывания валика: в интервале 600...300 °C наплавка остывает со средней скоростью 2,5 °C/с; при температурах ниже 300 °C скорость остывания падает до 0,6 °C/с.

Результаты моделирования были сопоставлены с реальной структурой валика, полученного

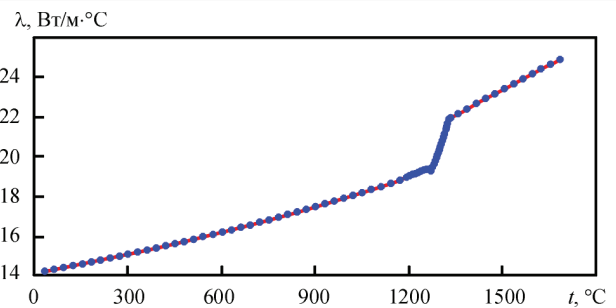


Рис. 4. Расчетное изменение коэффициента теплопроводности сплава типа 500X40N40C2Г1РЦ

наплавкой порошковой лентой ПЛ-АН-111. Из рис. 5, а следует, что на границе с основой на глубину до 20 мкм в валике залегает бескарбидный слой твердого раствора (никелевого аустенита) с микротвердостью 3740...3930 МПа. Поскольку аустенит характеризуется пониженным удельным объемом, остывание приграничного слоя сопровождалось возникновением в нем растягивающих напряжений, вызвавших образование микротрещин (рис. 5, б). За бескарбидным слоем следует слой с доэвтектической микроструктурой, сформированный аустенитными дендритами и небольшим количеством эвтектических карбидов (12...20 %) в виде пограничной сетки.

Далее залегает эвтектическая структура, представленная столбчатыми колониями эвтектики «Аустенит+ $M_7C_3$ », ориентированными вдоль направления теплоотвода в основу (рис. 5, в). Микротвердость эвтектических колоний варьируется в пределах 4450...4700 МПа. Эвтектика состоит из вытянутых карбидных волокон, разделенных тонкими аустенитными прослойками; такая структура залегает на половину высоты валика.

В верхней части валика наряду с эвтектикой в структуре выявляются первичные карбиды  $M_7C_3$  в виде призм шириной 2,5...6,3 мкм и длиной 40...70 мкм (показаны на рис. 5, г стрелками); их микротвердость составляет около 13000 МПа. Объемная доля карбидов в средней (эвтектической) части валика колеблется в пределах 33...35 %, в верхней (заэвтектической) части валика — 27...31 %, что близко к значению, полученному моделированием (31 %).

Результаты металлографического анализа показывают, что в наплавленном валике сформировался структурный градиент, т. е. микроструктура наплавленного слоя в целом существенно отличается от результатов моделирования. Лишь верхняя часть валика соответствует термодинамически равновесному состоянию сплава с наличием первичных карбидов  $M_7C_3$ . Отсутствие этой структурной составляющей в остальной части валика объясняется: а — долей участия основного металла в наплавленном, снизившей содержание карбидообразующих элементов (C, Cr)



в металле; б — термокинетическими особенно-стями кристаллизации наплавки, при которых подавляется кристаллизация первичных карбидов в приграничной и средней зонах валика. Локальным микрорентгеноспектральным анализом было установлено (рис. 6, а, б), что первичные карбиды  $M_7C_3$  содержат в среднем 8,90 % C; 57,63 % Cr, 0,05 % Si; 2,70 % Ni; 1,90 % Mn; 28,42 % Fe. Таким образом, концентрация хрома в первичных карбидах почти в полтора раза превышает его среднее содержание в сплаве. Следовательно, формирование первичного карбида требовало как флуктуационного обогащения жидкости хромом в местах появления зародышей, так и значительных диффузионных потоков атомов хрома для обеспечения роста возникших карбидов. При быстром охлаждении наплавленного металла эти процессы могли быть подавлены, и кинетически более выгодной могла стать эвтектическая реакция, протекающая с образованием более мелких карбидных включений, либо с выделением дендритов пересыщенного аустенита.

Результаты моделирования позволяют установить граничные термовременные условия формирования термодинамически равновесного структурного состояния наплавленного сплава типа 500X40H40C2Г1РЦ. Интенсивный отвод тепла от сварочной ванны в основу обеспечил охлаждение приграничного и средней зон со средней скоростью 27,8 °C/с, что затормозило диффузию атомов хрома в жидкости; в результате процесс кристал-

лизации в этих зонах протекал в термодинамически неравновесных условиях без образования первичных карбидов. В отличие от этого, остывание верхней зоны протекало замедленно (6,6 °C/с). Это было связано, во-первых, с тем, что к моменту начала кристаллизации верхней части валика в нижележащих слоях она уже завершилась с выделением скрытой теплоты превращения, что повысило общее теплосодержание наплавки. Подогретый верхний слой оказался экранированным от основного металла ранее затвердевшим приграничным и средним слоями; следовательно, с учетом низкой теплопроводности, характерной для данного сплава, теплоотвод из верхней части в основной металл оказался затрудненным. Таким образом, в этой части наплавки при скорости охлаждения 6,6 °C/с создались благоприятные кинетические условия для формирования первичных карбидов  $M_7C_3$ , что подтверждено результатами микроструктурного исследования (рис. 5, з). Впрочем, и в данном случае эти карбиды имеют относительно небольшие размеры, что указывает на заторможенную кинетику их роста.

В отличие от первичных карбидов, матрица в верхней зоне оказалась обогащена железом (51,94 %) и никелем (33,03 %) при низком содержании хрома (7,64 % Cr). Остальные элементы: 5,18 % C; 1,67 % Si; 0,50 % Mn (рис. 6, а, в). Содержание никеля в матрице оказалось ниже ожидаемого, что связано с частичным растворением никеля в карбидах  $M_7C_3$  (2,70 %). Необычно вы-

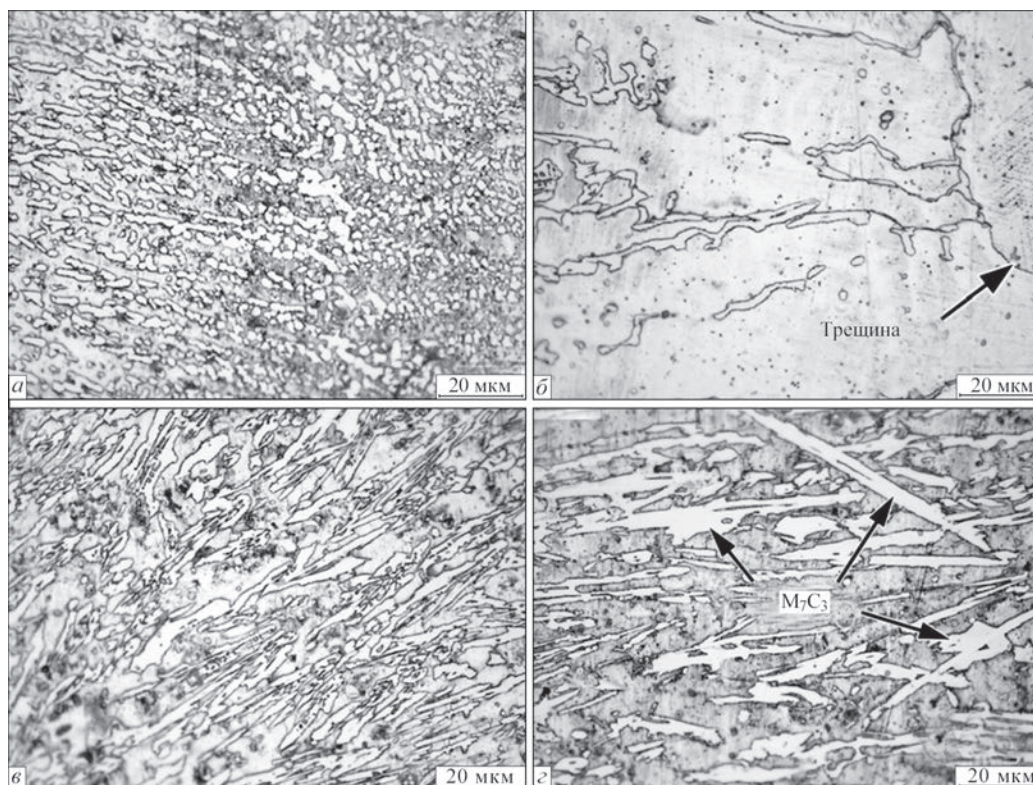
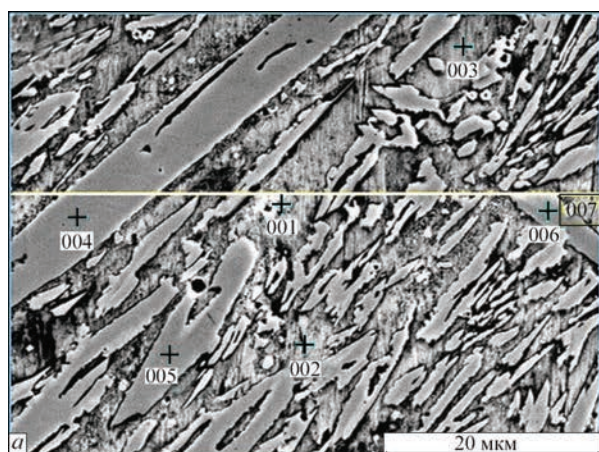
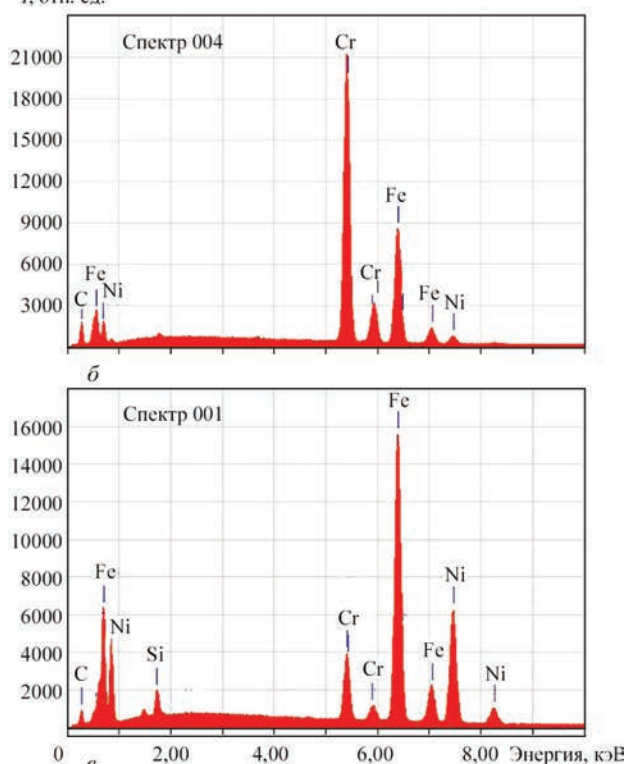


Рис. 5. Микроструктура валика, наплавленного порошковой лентой ПЛ-АН-111: зона сплавления с основным металлом (а, б); средняя (эвтектическая) зона валика (в); верхняя (заэвтектическая) зона валика (з)





I, отн. ед.


 Рис. 6. Участки локального микрорентгеноспектрального анализа (а) и соответствующие спектры, полученные с первичного карбида  $M_7C_3$  (б) и аустенита (в)

сокая концентрация никеля в хромистых карбидах объясняется общим высоким содержанием этого элемента в сплаве, что, очевидно, изменяет стехиометрию фаз относительно хромо-никелевых сплавов на основе железа.

## Выводы

1. Изучено формирование структуры износостойкого сплава при механизированной электродуговой наплавке порошковой лентой ПЛ АН-111 с применением конечно-элементного моделирования, что позволило установить последовательность послойного формирования износостойкой структуры в наплавленном слое.

2. Показано, что кристаллизация наплавленного металла протекает в неравновесных условиях,

в результате чего в нем формируется градиентная структура, изменяющаяся от аустенитной на границе сплавления с основным металлом до ледебуритной в верхней части валика, где формируются первичные карбиды  $M_7C_3$ , содержащие 57,6 % Cr и повышенное количество никеля (2,7 %).

3. Согласно результатам моделирования установлено, что повышение скорости охлаждения валика до 27,7 °C/с подавляет процесс кристаллизации первичных карбидов  $M_7C_3$ , в результате чего в наплавленном слое формируется доэвтектическая или эвтектическая структура с объемной долей карбидов 33...35 %. При скорости охлаждения 6,6 °C/с из жидкости в интервале 1332...1274 °C выделяются первичные карбиды  $M_7C_3$ , а затем протекает эвтектическая реакция, что соответствует термодинамически стабильному состоянию сплава типа 500X40N40C2Г1РЦ.

## Список литературы

1. Чигарев В. В., Белик А. Г. (2011) Порошковые ленты для наплавки. *Сварочное производство*, **8**, 38–44.
2. Жудра А. П., Ворончук А. П. (2012) Наплавочные порошковые ленты. *Автоматическая сварка*, **1**, 39–44.
3. Chigarev V. V., Belik A. G. (2012) Flux-cored strips for surfacing. *Welding International*, **26**, 975–979.
4. Гладкий П. В., Кондратьев И. А., Юматова В. И., Жудра А. П. (1991) *Наплавочные порошковые ленты*. Справочник. Киев, Тэхника.
5. Малинов В. Л., Чигарев В. В., Воробьев В. В. (2012) Новые порошковые ленты для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного и газоабразивного воздействия. *Зб. наук. пр.: Захист металургійних машин від поломок*. ПДТУ, Маріуполь, Вип. 14, 252–258.
6. Шлапак Л. С., Шихаб Т., Присяжнюк П. Н., Яремий И. П. (2016) Формирование структуры кермета на основе карбида хрома с медно-никелево-марганцевой связкой. *Металлофизика и новейшие технологии*, **38**, 7, 969–980.
7. Lin C.-M., Chang C.-M., Chen J.-H. et al. (2010) Microstructure and wear characteristics of high-carbon Cr-based alloy claddings formed by gas tungsten arc welding (GTAW). *Surf. and Coat. Technology*, **205**, 2590–2596.
8. Klimpel A., Dobrzanski L. A., Lisiecki A., Janicki D. (2005) The study of properties of Ni–WC wires surfaced deposits. *J. of Materials Processing Technol.*, **164**–**165**, 1046–1055.
9. Schneider M. C., Gu J. P., Beckermann C. et al. (1997) Modeling of Micro- and Macro-segregation and Freckle Formation in Single-Crystal Nickel-Base Superalloy Directional Solidification. *Metall. and Mater. Transactions A*, **28A**, 1517–1531.
10. Murugan S., Kumar P. V., Gill T. P. S. et al. (1999) Numerical modelling and experimental determination of temperature distribution during manual metal arc welding. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **4**, 6, 357–364.
11. Abdullin A. D., Ershov A. A. (2014) End-to-end simulation of casting and metal-forming operations with ProCAST and Qform software. *Metallurgist*, **58**, 5, 339–345.
12. Carvill J. (1993) *Mechanical Engineer's Data Handbook*, Oxford.

## References

1. Chigarev V.V., Belik A.G. (2011) Flux-cored strips for surfacing. *Svarochn. Proizvodstvo*, **8**, 38–44 [in Russian].
2. Zhudra A.P., Voronchuk A.P. (2012) Cladding flux-cored strips (Review). *The Paton Welding J.*, **1**, 34–38.
3. Chigarev V.V., Belik A.G. (2012) Flux-cored strips for surfacing. *Welding International*, **26**, 975–979.

4. Gladky P.V., Kondratiev, I.A. Yumatova, V.I. et al. (1991) *Cladding flux-cored strips. Manual*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
5. Malinov V.L., Chigarev V.V., Vorobiov V.V. (2012) *New flux-cored strips for surfacing of parts operating under conditions of abrasive and gas-abrasive action*. In: *Protection of metallurgical machines from failures: Transact. Mariupol: PDTU, Issue 14, 252-258* [in Russian].
6. Shlapak L.S., Shikhab T., Prisyazhnyuk P.N., Yaremiy I.P. (2016) Structure formation of the chromium carbide-based cermet with copper-nickel-manganese binder. *Metallfizika i Novejshie Tekhnologii*, 38(7), 969-980 [in Russian].
7. Lin C.-M., Chang C.-M., Chen J.-H. et al. (2010) Microstructure and wear characteristics of high-carbon Cr-based alloy claddings formed by gas tungsten arc welding (GTAW). *Surf. and Coat. Technol.*, 205, 2590-2596.
8. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Lisiecki A., Janicki D. (2005) The study of properties of Ni-WC wires surfaced deposits. *J. of Materials Processing Technology*, 164-165, 1046-1055.
9. Schneider M.C., Gu J.P., Beckermann C. et al. (1997) Modeling of micro- and macrosegregation and Freckle formation in single-crystal nickel-base superalloy directional solidification. *Metall. and Mater. Transact. A*, 28A, 1517-1531.
10. Murugan S., Kumar P.V., Gill T.P.S. et al. (1999) Numerical modeling and experimental determination of temperature distribution during manual metal arc welding. *Sci. and Technol. of Welding & Joining*, 4(6), 357-364.
11. Abdullin A.D., Ershov A.A. (2014) End-to-end simulation of casting and metal-forming operations with ProCAST and Qform software. *Metallurgist*, 58(5), 339-345.
12. Carvill J. (1993) *Mechanical Engineer's Data Handbook*, Oxford.

Б. В. Єфременко, О. Г. Білик, Я. О. Чейлях,  
М. Бахрамі Аламдарло

Приазовський державний технічний університет.  
87500, Донецька обл., м. Маріуполь,  
вул. Університетська, 7. E-mail: alexbelick@gmail.ua

#### ДОСЛІДЖЕННЯ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ЗНОСОСТІЙКОГО СПЛАВУ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ ПОРОШКОВОЮ СТРІЧКОЮ ПЛ-АН-111

Проведено дослідження температурно-часових умов формування мікроструктури сплаву, отриманого електродуговим наплавленням аустенітного сплаву типу 500X40N40C2Г1РЦ порошковою стрічкою ПЛ-АН-111. Дослідження структуроутворення наплавленого валика за висотою проводилося моделюванням в середовищі програмного продукту ProCAST. Результати моделювання порівнювали з реальною мікроструктурою зносостійкого шару, отриманого електродуговим наплавленням порошковою стрічкою ПЛ-АН-111. Мікроструктуру наплавленого шару досліджували на поперечних мікрошліфах, які тривалий час протравлювали 4%-м ніталем, з використанням оптичного мікроскопа Nikon Eclipse M200 і електронного скануючого мікроскопа JSM-6510 LV, оснащеного EDS-аналізатором фірми Oxford Instruments. Застосування кінцево-елементного моделювання дозволило встановити, що швидкість охолодження валика висотою 10 мм і шириною 25 мм, наплавленого порошковою стрічкою ПЛ-АН-111 на пластину 09Г2С товщиною 15 мм, варіюється від 27,8 до 0,6 °C/c, знижуючись зі збільшенням часу охолодження і віддаленням від зони сплавлення з основою. Кристалізація сплаву типу 500X40N40C2Г1РЦ протікає в інтервалі температур 1332...1195 °C, починається з виділення первинних карбідів

$M_7C_3$  і завершується евтектичним перетворенням «рідина → аустеніт +  $M_7C_3$ ». Підвищення швидкості охолодження до 27,8 °C/c пригнічує процес кристалізації первинних карбідів  $M_7C_3$ , в результаті чого по висоті наплавленого шару формується градієнтна структура, що змінюється від аустенітної безкарбідної (біля межі сплавлення з основою) до заевтектичної (у верхній частині валика). При швидкості охолодження 6,6 °C/c з рідини в інтервалі 1332...1274 °C виділяються первинні карбіди  $M_7C_3$ , що містять в середньому 57,6Cr і 2,7Ni, що відповідає термодинамічно стійкому стану сплаву типу 500X40N40C2Г1РЦ. Бібліогр. 12, рис. 6.

**Ключові слова:** порошкова стрічка, наплавлений шар, мікроструктура, комп'ютерне моделювання, кристалізація

B.V. Efremenko, A.G. Belik, Ya. A. Cheilyakh,  
M. Bakhrami Alamdarlo

Pre-Azov State Technical University (PSTU).  
7 Universitetskaya Str., 87500, Mariupol,  
Donetsk Region, Ukraine. E-mail: alexbelick@yandex.ua

#### INVESTIGATION OF FORMATION OF STRUCTURE OF WEAR-RESISTANT ALLOY IN SURFACING USING POWDER STRIP PL-AN-111

The investigations of temperature-time conditions of formation of microstructure of the alloy produced by electric arc surfacing of austenitic alloy of the type 500Kh40N40S2G2RTs using the powder strip PL-AN-111 were carried out. The investigation of structure formation of deposited bead over the height was carried out by modeling in the environment of the software product ProCAST. The simulation results were compared with the real microstructure of wear-resistant layer produced by electric arc surfacing using the powder strip PL-AN-111. The microstructure of surfacing was investigated on cross-microsections continuously etched with 4% nital, using the optical microscope Nikon Eclipse M200 and the electronic scanning microscope JSM-6510 LV, equipped with the EDS-analyzer of Oxford Instruments. The application of finite element modeling allowed establishing that the cooling rate of the bead of 10 mm height and 25 mm width deposited applying the powder strip PL-AN-111 on the plate 09G2S with the thickness of 15 mm, varies from 27.8 to 0.6 °C/s, decreasing at the increases in cooling time and removing from the fusion zone with the base. The crystallization of the alloy of the type 500Kh40N40S2G2RTs takes place in the temperature range of 1332...1195 °C, it starts with the evolution of primary carbides  $M_7C_3$  and is completed by the eutectic transformation «liquid → austenite +  $M_7C_3$ ». The increase in cooling rate up to 27.8 °C/s suppresses the crystallization process of primary carbides  $M_7C_3$ , as a result of which a gradient structure is formed over the height of the deposited layer, varying from austenitic non-carbide (near the fusion boundary with the base one) to the hypereutectic (in the upper part of the bead). At the cooling rate of 6.6 °C/s, from the liquid the primary carbides  $M_7C_3$  are evolved in the interval of 1332...1274 °C, containing in average 57.6% Cr and 2.7% P, which corresponds to the thermodynamically stable state of the alloy of the type 500Kh40N40S2G2RTs. 12 Ref., 6 Fig.

**Keywords:** powder strip, deposited layer, microstructure, computer simulation, crystallization

Поступила в редакцію 31.01.2017

# ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК СО СТАЛЬНОЙ ОБОЛОЧКОЙ И НАПОЛНИТЕЛЕМ ИЗ $B_4C$ И НАНОПОРОШКА $ZrO_2$

Г. М. ГРИГОРЕНКО, Л. И. АДЕЕВА, А. Ю. ТУНИК, В. Н. КОРЖИК, Л. М. КАПИТАНЧУК

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

Исследованы особенности структуры покрытий, полученных высокоскоростным плазменно-дуговым напылением из проволоки со стальной оболочкой и порошковым наполнением  $B_4C$  с добавкой наноразмерного порошка  $ZrO_2$ . На стальной подложке из низкоуглеродистой стали были получены покрытия с низкой пористостью (около 1 %), ламellarной структурой и высокой твердостью. Проанализированы процессы взаимодействия, происходящие при плазменно-дуговом напылении между оболочкой, которая составляет 90 мас. % проволоки, и наполнителем. Ферритная матрица покрытия легирована бором и углеродом, содержит аморфную фазу. Она упрочнена дисперсными карбидными, борокарбидными и оксидными частицами. Добавка 0,5 % нанопорошка  $ZrO_2$  способствует измельчению структуры покрытий с образованием дисперсных борокарбидов  $Fe_3(B,C)$ ,  $Fe(B,C)_2$ , оксидов железа  $FeO$ , и бора  $B_2O_3$ . Микротвердость покрытий достигает 6,86 ГПа, что в 4 раза больше микротвердости ферритной оболочки. Покрытия данного класса могут применяться как износостойкие для защиты от газоабразивного износа оборудования в химическом машиностроении, при производстве деталей насосов, компрессоров и других изделий, а также восстановления изношенных деталей. Библиогр. 22, табл. 7, рис. 7.

*Ключевые слова:* плазменно-дуговое напыление, порошковая проволока, карбидный наполнитель, нанопорошок, фазовые превращения, ламellarная структура, дисперсное упрочнение покрытий, борокарбид железа, микротвердость

В настоящее время одним из прогрессивных способов, позволяющим получать наиболее высококачественные покрытия, является высокоскоростное электродуговое напыление проволочных материалов в потоке продуктов сгорания природного газа с воздухом [1, 2]. Современное машиностроение выдвигает к покрытиям все более высокие требования к износостойкости, которые могут быть удовлетворены только на основе новых подходов. Это требование обеспечения высокой плотности и прочности покрытия, приближающихся к показателям для компактного материала, минимальным потерям при напылении в случае использования дорогих материалов и больших объемов. Перспективен для решения таких задач процесс плазменно-дугового напыления (ПДН) с порошковой проволокой при использовании аргоновой дуги, обдуваемой интенсивным сопутствующим воздушным потоком, повышающим скорость плазменной струи [3–7]. При ПДН покрытий нагрев проволочного материала, его плавление и образование мелкодисперсных напыляемых частиц происходит как в результате энергии, выделяющейся в анодном пятне дуги, замыкаемой на проволоке, так и за счет энергии, вводимой в проволоку при поперечном обтекании ее потоком дуговой плазмы. В результате эффективность процесса плавления проволоки существенно возрастает по

сравнению, например, с традиционным способом электродуговой металлизации [8]. Производительность и стабильность процесса во многом будут определяться условиями теплообмена между проволокой-анодом и воздействующими на нее источниками тепла [3, 9]. Химический и фазовый состав шихты порошковых проволок может широко варьироваться, что открывает значительные возможности для разработки новых систем покрытий и, таким образом, для дальнейшего расширения области их практического применения [10, 11]. Введение в состав порошкового наполнителя наноразмерных добавок является одним из перспективных направлений улучшения качества получаемых покрытий [12, 13].

Целью данной работы является исследование структуры, фазового состава и свойств композиционных покрытий, полученных методом ПДН из порошковых проволок со стальной оболочкой с наполнителями  $B_4C$  и  $B_4C$  с добавкой порошка  $ZrO_2$  (наноразмерный). Карбид бора перспективно использовать в качестве наполнителя для порошковых проволок. Благодаря своим уникальным свойствам (высокой твердости (49,5 ГПа), износостойкости, химической стойкости и др.) он находит широкое применение в современной технике как в чистом виде, так и в виде керметов [14]. Взаимодействие карбида бора со стальной



оболочкой проволоки определяется химическим сродством железа к бору и углероду. Как известно, в системе Fe-B-C реакция взаимодействия при нагреве в среде защитных газов приводит, в первую очередь, к образованию стабильных боридов железа FeB, Fe<sub>2</sub>B, а затем к образованию цементита Fe<sub>3</sub>C. Углерод, содержащийся в расплавах Fe-C, проявляет высокую межфазовую активность по отношению к B<sub>4</sub>C с образованием боридных и борокарбидных фаз [15–17]. Для системы Fe-B характерно при быстром охлаждении (10<sup>5</sup>...10<sup>7</sup> °C/c) образование аморфных структур с высокой твердостью порядка 10 ГПа. При ПДН между более легкоплавкой стальной оболочкой проволоки и тугоплавкими порошковыми наполнителями B<sub>4</sub>C и ZrO<sub>2</sub> происходят процессы взаимодействия, которые приводят к образованию новых фаз сложного состава. При содержании до 10 мас. % B<sub>4</sub>C формируется мелкозернистая структура матрицы, включающая дисперсные бориды, не образующие каркас. Такие материалы характеризуются высокой прочностью ( $\sigma_b = 700$  МПа) [18, 19]. Частицы наноразмерного тугоплавкого порошка ZrO<sub>2</sub> вводятся в состав наполнителя порошковой проволоки с целью создания дополнительных центров кристаллизации при формировании покрытий.

В данной работе исследовали плазменно-дуговые покрытия из порошковых проволок, которые были нанесены на основу из низкоуглеродистой, низколегированной стали с микротвердостью  $1,90 \pm 0,2$  ГПа.

**Методики и материалы исследования.** В работе применяли комплексную методику, включающую: металлографию — оптический микроскоп «Неофот-32» с приставкой для цифрового фотографирования; дюриметрический анализ — твердомер М-400 фирмы «LECO» при нагрузках 0,249 и 0,496 Н; рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) — дифрактометр ДРОН-УМ1 с монохроматизированным излучением CuK<sub>α</sub>. Электронное исследование структуры и определение ее элементного состава методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) проводили на базе аналитического комплекса JAMP-9500F. Установка JAMP-9500F оснащена энергодисперсионным спектрометром OXFORD EDS INCA Energy 350 для анализа элементов от бериллия до урана. Энергетическая разделяющая способность составляет  $\Delta E/E = 0,005...0,6$  %. Эта приставка позволяет определять массовую долю (концентрацию) химических элементов в образцах методом

неразрушающего энергодисперсионного рентгеновского анализа. При использовании энергодисперсионного анализа диаметр зонда 1 мкм, а при ОЖЕ-исследовании 3 нм. Изображение структуры получали в режиме вторичных электронов (SEI) при  $U = 20$  кВ.

Для выявления структуры исследуемых объектов использовали реактивы для химического травления. В реактиве Нитала (4 %-й спиртовой раствор азотной кислоты,  $\tau = 5...30$  с, при  $t = 20$  °C) выявляли структуру матрицы на основе железа, боридную составляющую — при помощи 10 %-го спиртового раствора йода ( $\tau = 5...15$  с, при  $t = 20$  °C).

В порошковых проволоках диаметром 1,8 мм, в качестве оболочки была использована лента низкоуглеродистой стали Ст08кп толщиной 0,3 мм со стыком внахлест. Структура стали состояла из равноосных зерен феррита и небольших прослоек перлита по границам зерен.

Для исследования влияния добавок нанопорошка диоксида циркония на формирование структуры и свойства композиционных покрытий в качестве наполнителей проволок применяли порошки карбида бора (100 % B<sub>4</sub>C) и карбида бора с добавками ZrO<sub>2</sub> (99,5 % B<sub>4</sub>C + 0,5 % ZrO<sub>2</sub>). Коэффициент заполнения проволок составлял около 9 мас. %. Характеристики материалов, составляющих порошковую проволоку, приведены в табл. 1.

Порошок B<sub>4</sub>C, полученный дроблением слитка, состоит из частиц неправильной осколочной формы размером 40...100 мкм (рис. 1, а, б). Микротвердость частиц порошка составляет 21,40...35,00 ГПа. По данным РСФА (рис. 1, в, табл. 1) основной фазой порошка является B<sub>4</sub>C с параметрами ромбической решетки:  $a = 0,56078$ ,  $c = 1,20897$  нм и небольшим количеством углерода с параметрами гексагональной решетки:  $a = 0,24658$ ,  $c = 0,67849$  нм.

Морфологические исследования частиц нанопорошка показали, что размер частиц ZrO<sub>2</sub> не превышает 100 нм (рис. 1, з, д). С помощью метода РСФА определено (рис 1, е; табл. 1), что нанопорошок диоксида циркония ZrO<sub>2</sub> состоит из двух модификаций: моноклинной с параметрами решетки:  $a = 0,51382$ ,  $b = 0,51970$ ,  $c = 0,53078$  нм и тетрагональной с параметрами решетки:  $a = 0,35997$ ,  $c = 0,51692$  нм.

**Экспериментальная часть.** Покрытия из порошковых проволок были получены методом ПДН на установке PLAZER-30 на следующих режимах:  $I = 240...250$  А,  $U = 60$  В,  $L = 175$  мм,

Таблица 1. Характеристики исходных материалов

Материал	Размер частиц (зерна), мкм	Микротвердость $HV_{0,25}$ , ГПа	Фазовый состав по данным РСФА, мас. %
B <sub>4</sub> C	40...100	$29,96 \pm 3,06$	92,3 B <sub>4</sub> C+7,7 C
ZrO <sub>2</sub>	$(2,6...7,3) \cdot 10^{-4}$	-	92,2 ZrO <sub>2(m)</sub> + 7,8 ZrO <sub>2(t)</sub>
Ст08кп	4...20	$1,55 \pm 0,7$	100 α-Fe

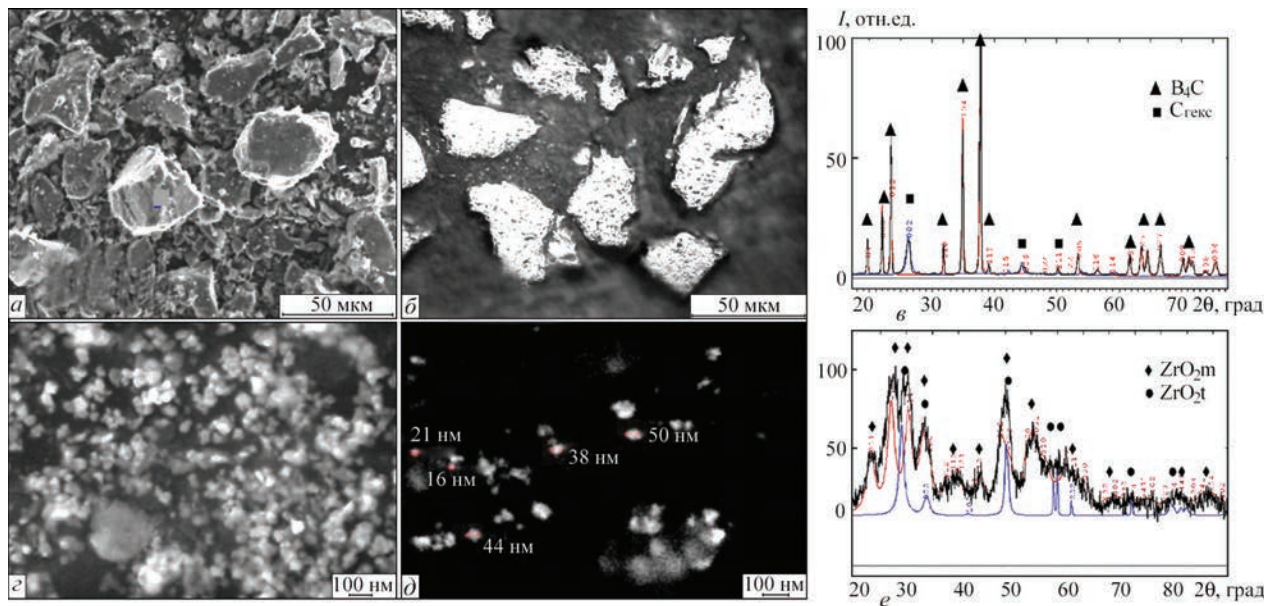


Рис. 1. Морфология (а, с, д), микроструктура (б) и рентгенограммы (е, е) частиц порошков наполнителей: а–в — B<sub>4</sub>C; с–е — ZrO<sub>2</sub>

Т а б л и ц а 2. Характеристика ПДН покрытий, полученных из порошковых проволок

Химический состав наполнителя, мас. %	I, А	Толщина, мкм	Основные фазовые составляющие по данным РСФА	Микротвердость, ГПа
100 B <sub>4</sub> C	250	550	Fe <sub>3</sub> B, α-Fe	6,76 ± 1,22
99,5 B <sub>4</sub> C + 0,5 ZrO <sub>2</sub>	240	300	Fe <sub>3</sub> B, α-Fe	6,86 ± 2,10

Примечание. Пористость составляет 1,0 об. %.

$Q_{\text{воздух}} = 110$  л/мин,  $Q_{\text{Ar}} = 7$  л/мин, скорость подачи проволоки — 7 м/мин [20]. Характеристика покрытий приведена в табл. 2.

Покрытие, полученное ПДН из проволок с наполнителями — качественные с металлографической точки зрения. Они тонколамелярные, плотные, не имеют трещин, хорошо прилегают к основе. На шлифе покрытия с наполнителем B<sub>4</sub>C (рис. 2, а) наблюдаются темные включения сферической формы диаметром 10...40 мкм и неправильной формы размером 80×100, 90×120 мкм, также в виде ламелей размером 15×110, 20×120 (фактор формы 7, 6). Эти включения являются исходным карбидом бора, который не прореагировал со стальной оболочкой проволоки. Наблюдаются также тонкие оксидные оторочки толщиной 0,1...0,5 мкм серого цвета по границам ламелей и небольшие оксидные частицы диаметром 1...10 мкм. После травления шлифа в реактиве Нитала установлено, что структура покрытия преимущественно ламелярная, размер ламелей порядка 20×70, 12×320 мкм (фактор формы 3...25). Наблюдаются ламели белого цвета и разных оттенков серого. Белые ламели и сферические частицы диаметром 10...30 мкм имеют самую высокую микротвердость до 12,5 ГПа и являются аморфной составляющей покрытия. Методом РСФА подтверждается наличие аморфной фазы у обоих покрытий регистрацией «галло» на рентге-

нограммах в угловых интервалах  $39^\circ \leq 2\theta \leq 50^\circ$  и  $79^\circ \leq 2\theta \leq 85^\circ$  (рис. 2, б, с) [21].

При большом увеличении установлено, что серые ламели состоят из мелкодисперсных округлых и пластинчатых включений, боридов, борокарбидов в матрице на основе железа, т. е. имеют двухфазную структуру. Микротвердость серых ламелей составляет  $5,71 \pm 1,22$ , а светлых  $7,89 \pm 1,35$  ГПа, что объясняется их легированием.

В покрытии, полученном ПДН из проволоки с наполнением B<sub>4</sub>C + ZrO<sub>2</sub>, структура также преимущественно ламелярная с оксидными прослойками по границам ламелей (рис. 2, в). Металлические частицы сферической формы, диаметром 15...100 мкм, встречаются редко. Оксидная составляющая регистрируется в виде отдельных частиц округлой и неправильной формы, а также прослоек по границам ламелей и округлых частиц. Покрытие отличается различной травимостью структурных составляющих. После травления в реактиве Нитала наблюдаются частицы и ламели белого, светло-серого и серого цвета. В тонких ламелях регистрируется структура с направленной кристаллизацией или образованием структуры игольчатого типа. Для более толстых ламелей, а особенно для округлых частиц характерна литая дендритная структура. Покрытия сформированы довольно крупными ламелями. Их



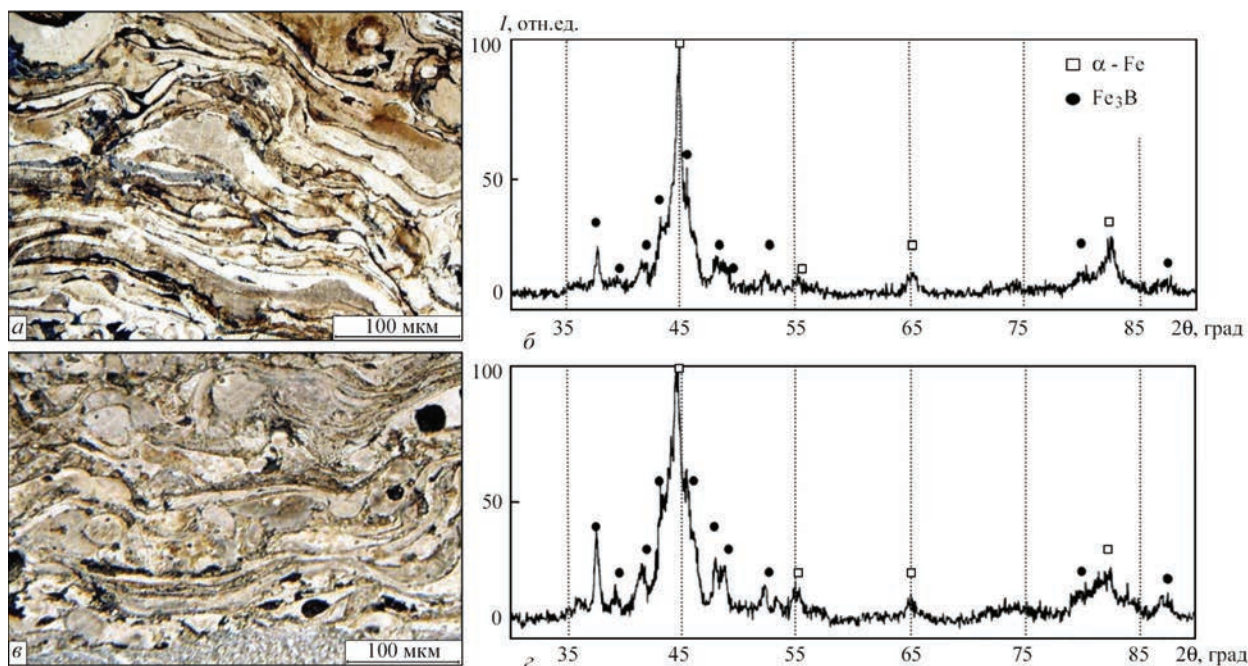


Рис. 2. Микроструктура (а, в) и рентгенограммы (б, г) плазменных покрытий, полученных из порошковых проволок с наполнителями: а, б —  $B_4C$ ; в, г —  $B_4C + ZrO_2$

максимальный размер достигает  $500 \times 30$  мкм, а фактор формы ламелей составляет 5...17.

При исследовании структуры регистрируются белые нетравящиеся ламели с высокой микротвердостью аморфного типа, что характерно для системы Fe-B и свидетельствует о высоких скоростях охлаждения покрытий. Количество таких ламелей около 15 об. %, а их микротвердость находится в интервале 6,44 ... 11,45 ГПа. В структуре регистрируется исходный карбид бора, который содержится, в основном, в виде глобулярных частиц темного цвета размером до 50 мкм. После травления на боридную составляющую в структуре наблюдаются частицы борида железа размером 0,5...1,0 мкм. Они равномерно распределены по всей толщине покрытия. Микротвердость таких участков составляет 5,49...12,83, а средняя микротвердость покрытия  $6,86 \pm 2,10$  ГПа. Это более чем в 4 раза выше микротвердости стальной обо-

лочка, которая составляет около 90 мас. % проволоки. Добавка 0,5 % нанопорошка  $ZrO_2$  в состав наполнителя проволоки повышает микротвердость покрытия незначительно. По данным РСФА и металлографического анализа основными фазами являются: борид железа ( $Fe_3B$ ) и твердый раствор на основе  $\alpha$ -Fe с увеличенным параметром ОЦК решетки, а также карбид бора и оксид железа (FeO). Метастабильная фаза  $Fe_3B$  была обнаружена в системе Fe-B при быстром затвердевании  $10^{-3}$  °C/с. Фаза имеет орторомбическую решетку с параметрами  $a = 0,543$ ;  $b = 0,666$ ;  $c = 0,445$  нм [22]. Параметры этой фазы, обнаруженные в покрытии несколько отличаются от данных картотеки ASTM:  $a = 0,536$ ;  $b = 0,668$ ;  $c = 0,446$  нм, что вероятно связано с легированием борида углеродом, т. е. образованием бороцементита.

С целью изучения влияния добавок нанопорошка  $ZrO_2$  на формирование структуры покрытия были проведены дополнительные исследования с помощью методов РСМА и ОЖЕ-спектроскопии. Исследуемые участки покрытия не имеют строгого ламелярного строения (рис. 3). Ламели изогнуты, направленность их хаотичная. Кроме того, регистрируются округлые частицы. Темные включения в покрытии являются частицами карбида бора. Ферритная матрица, в результате взаимодействия при напылении с карбидом бора, содержит повышенное количество бора и углерода. Участки покрытия, наиболее легированные этими элементами, не поддаются травлению. На оптических фотографиях они белого цвета, гладкие. Такие частицы и ламели содержат по данным РСМА, мас. %: 2,1...3,6 В и 1,1...1,8 С (табл. 3, 4; рис. 3,

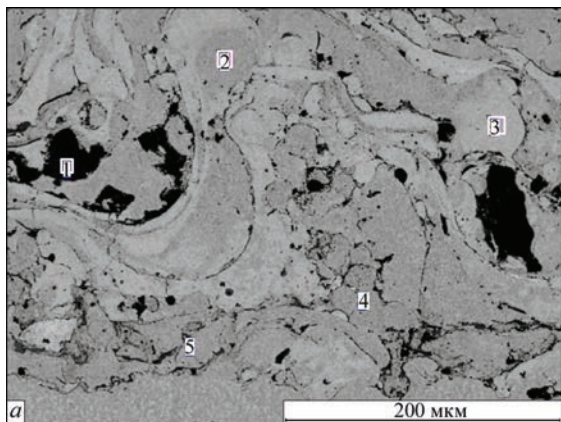


Рис. 3. Микроструктура плазменного покрытия, полученного из проволоки с наполнителем  $B_4C + ZrO_2$  (РЭМ, режим BEI)



Таблица 3. Химический состав исследуемых участков покрытия (рис. 3)

Исследуемый участок	Содержание элементов, мас./ат. %				
	Fe	B	C	O	Zr
1	4,02/0,82	72,56/76,95	22,99/21,95	0,38/0,27	0,03/0,00
2	96,52/84,74	2,35/10,64	1,13/4,62	0,00/0,00	0,00/0,00
3	95,91/82,48	2,80/12,43	1,21/4,83	0,08/0,25	0,00/0,00
4	97,67/89,67	1,38/6,54	0,71/3,01	0,24/0,78	0,00/0,00
5	73,54/44,04	0,50/1,53	0,75/2,09	24,97/52,19	0,00/0,00

Примечание. Содержание Mn ≤ 0,25 мас. %.

Таблица 4. Химический состав исследуемых участков покрытия (рис. 4)

Исследуемый участок	Содержание элементов, мас./ат. %				
	Fe	B	C	O	Zr
1	96,33/84,24	2,37/10,72	1,12/4,54	0,14/0,43	0,00/0,00
	95,40/82,80	2,10/9,40	0,35/1,40	2,15/6,50	-
2	96,69/86,71	1,98/9,18	0,89/3,72	0,00/0,00	0,00/0,00
	96,07/85,3	1,57/7,20	0,17/0,70	2,19/6,80	-
3	98,46/93,68	0,26/1,28	0,90/4,00	0,27/0,89	0,00/0,00
4	97,91/93,05	0,64/3,13	0,61/2,70	0,15/0,50	0,18/0,10
5	6,04/1,29	68,24/75,28	23,11/22,95	0,21/0,15	2,24/0,29
	10,78/2,40	58,19/67,60	24,64/25,50	5,79/4,50	-
6	3,32/0,68	75,39/79,35	20,89/19,79	0,18/0,13	0,08/0,01
7	7,76/1,74	63,00/73,05	23,24/24,25	0,15/0,12	5,70/0,78
8	77,33/49,40	0,00/0,00	0,07/0,20	22,60/50,40	-

Примечание. Данные РСМА (без выделения); ОЖЕ-спектроскопии (выделено серым); содержание Mn ≤ 0,48 мас. %.

уч. 2, 3 и рис. 4, уч. 1). Более растравленные участки (ламели светло-серого цвета на оптических фотографиях) содержат 1,4...2,0 В и 0,7...0,8 С. Эти участки в большей степени легированы бором, чем углеродом (табл. 3, 4; рис. 3, уч. 4 и рис. 4, уч. 2). Исследования этих участков, проведенных на Оже-спектрометре, подтверждают высокую концентрацию в них бора и углерода (табл. 4, рис. 4). Оксидная ламель (рис. 4, уч. 8) является закисью железа FeO. Наиболее сильно травящиеся участки (ламели серого цвета на оптических фотографиях) содержат мас. %: 0,3...0,6 В и 0,4...0,9 С (табл. 4; рис. 4, уч. 3, 4).

Изучив распределение элементов в характеристическом излучении Fe, В, О и С, можно сделать вывод о том, что наибольшее количество бора и углерода содержится в участках карбида бора. Изначально оболочка проволоки из углеродистой стали, доля которой в покрытии составляет около 90 %, содержит 0,08 мас. % С. По результатам анализов все ламели покрытия имеют избыточное количество бора и углерода. Обогащение этими элементами всех составляющих матрицы является результатом взаимодействия В<sub>4</sub>С с оболочкой проволоки при напылении. В проанализированных с помощью метода РСМА участках матрицы обнаружены следы Zr (табл. 4; рис. 4, уч. 4). В структуре регистрируется исходный карбид бора, который содержится в основном в виде частиц небольшого размера. При напылении в результате взаимодействия с плазменной струей частицы

карбида бора теряют бор за счет взаимодействия с железом и образованием боридов. По данным РСМА и Оже-спектроскопии оставшиеся в покрытии частицы карбида бора соответствуют составу В<sub>2,5</sub>С...В<sub>4</sub>С (табл. 3–5; рис. 3–5). В наиболее распавшихся частицах карбида бора обнаружен цирконий в количестве 2,2...5,7 мас. % (табл. 4). Это объясняется реакцией взаимодействия между ZrO<sub>2</sub> и В<sub>4</sub>С, которая приводит к восстановлению циркония. Вокруг таких частиц наблюдается окантовка с измененной структурой, толщиной 0,8...1,5 мкм, обогащенная В и С. (табл. 5; рис. 5, а, уч. 1, 4–6 и рис. 5, б, уч. 2, 5). Подобная окантовка отсутствует вокруг карбида бора исходного состава — В<sub>4</sub>С (рис. 4, уч. 6).

На рис 5, а и в табл. 5 приведены структура и химический состав матрицы, расположенной вокруг частично разложившейся частицы карбида бора (В<sub>3</sub>С). В непосредственной близости от карбида на глубину 0,1 мкм просматриваются наноразмерные частицы диборида железа — FeB<sub>2</sub>, обогащенные 5,1... 8,3 мас. % С (рис. 5, а, уч. 2, 4). Диборид железа, среди известных боридов железа, отличается высокой твердостью 29...30 ГПа. За этой зоной на глубину 1,5 мкм структура матрицы видоизменяется, становится гладкой. На расстоянии 0,4...0,9 мкм от карбида бора (рис. 5, а, уч. 5, 6) содержание в матрице В и С убывает и составляет 9,3...3,3 и 1,9...1,3 мас. %, соответственно. Чем интенсивнее идет разложение карбида, тем шире вокруг него зона обогащения этими

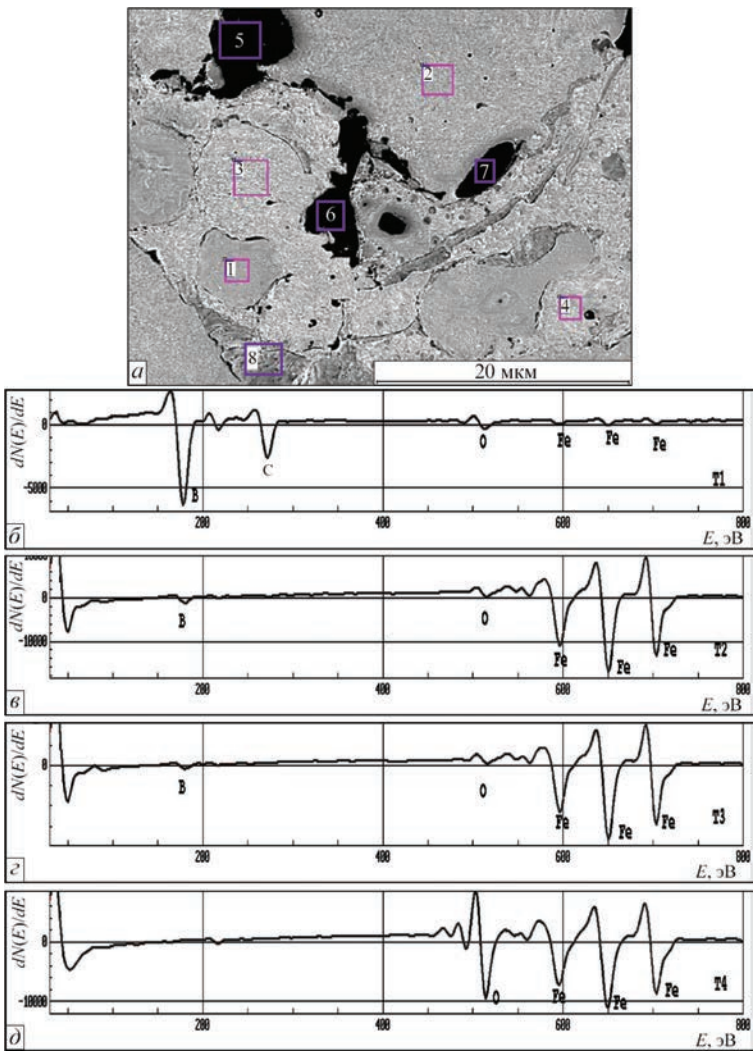


Рис. 4. Микроструктура (а) и ОЖЕ-спектрометры (б–д) участков 5, 1, 2, 8 соответственно плазменного покрытия, полученного из проволоки с наполнителем В<sub>4</sub>С+ZrO<sub>2</sub>

элементами. Так, окантовка карбида бора состава В<sub>2,5</sub>С увеличилась до 2...3 мкм (табл. 5; рис. 5, б). Она в большей степени легирована бором и углеродом, чем в целом матрица покрытия. В феррит-

ной матрице среднее содержание бора составляет приблизительно 1,5, а углерода приблизительно 1,0 мас. %. При анализе химического состава карбида бора близлежащего к нему участка матрицы зафиксировано 6,1 и 1,7 мас. % Zr и повышенное содержание кислорода (табл. 5; рис. 5, б, уч. 1, 4). В этом участке матрицы образовались наноразмерные частицы диборида железа, в их образовании участвовали наночастицы ZrO<sub>2</sub>.

При исследовании структуры карбидов бора в покрытии регистрируется их зеренное строение (рис. 6). По границам зерен карбида бора обнаружены сегрегации таких элементов, мас. %: 0,25...1,6 Zr; 22,0...52,0 Fe; 0,4...0,7 [O] (табл. 6; рис. 6, а, уч. 1–4), по сравнению с телом зерна, где обогащение этими элементами не наблюдалось. Это четко фиксируется РСМА на спектрах, полученных с этих участков (рис. 6, б, уч. 1, 2). Эти сегрегации — результат взаимодействия компонентов порошкового наполнителя (ZrO<sub>2</sub> и В<sub>4</sub>С) при напылении.

Химический состав неметаллических составляющих покрытия определен методами РСМА и ОЖЕ-спектрометрии. Оксидная составляющая регистрируется в виде мелких оксидных ламелей (5×18 мкм, фактор формы 3,5), отдельных частиц округлой или неправильной формы размером до 10 мкм, а также прослоек по границам ламелей толщиной, преимущественно 0,1...0,3 мкм. Как отмечалось выше, небольшие оксидные ламели в покрытии отвечают составу FeO (рис. 4, табл. 4). В мелких глобулярных включениях ок-

Таблица 5. Химический состав исследуемых участков покрытия (рис. 5)

Исследуемый участок	Содержание элементов, мас./ат. %				
	Fe	B	C	O	Zr
Рис. 5, а					
1	89,80/64,10	8,33/30,71	1,36/4,52	0,12/0,31	-
2	67,81/29,62	26,37/59,52	5,10/10,37	0,16/0,25	-
3	8,19/1,74	67,73/74,53	23,60/23,38	0,47/0,35	-
4	65,36/27,31	25,91/55,93	8,30/16,13	0,43/0,63	-
5	87,53/59,54	9,31/32,71	1,88/5,93	0,52/1,23	-
6	94,65/79,47	3,30/14,33	1,34/5,22	0,15/0,44	-
Рис. 5, б					
1	16,87/4,19	55,23/70,81	20,35/23,48	0,35/0,30	6,13/0,93
2	92,38/70,91	5,83/23,11	1,54/5,50	0,07/0,19	0,00/0,00
3	98,36/93,57	0,45/2,21	0,81/3,60	0,00/0,00	0,08/0,04
4	57,28/21,87	27,68/54,59	12,84/22,79	0,17/0,23	1,70/0,40
5	90,13/64,42	7,94/29,31	1,85/6,16	0,00/0,00	0,00/0,00

Примечание. Содержание Al, Si и Mn ≤ 0,3, 0,07 и 0,67 мас. %, соответственно.

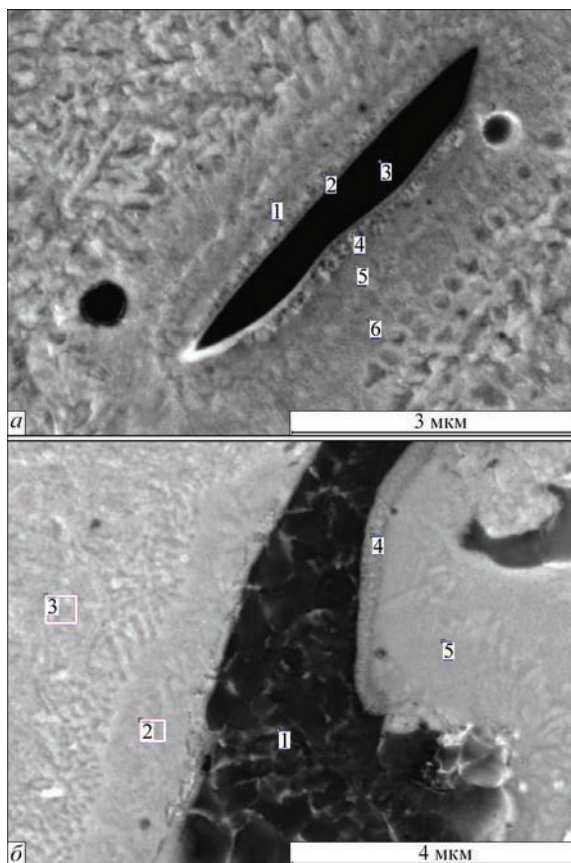


Рис. 5. Микроструктура матрицы вокруг включений  $B_4C$ : а —  $B_2C$ ; б —  $B_{2,5}C$  (РЭМ, режим BEI)

сидного типа, размером до 1 мкм (табл. 7; рис. 7, а, уч. 1, 2) количество бора преобладает над количеством кислорода и они, по сути, являются борооксидом железа. Некоторые из этих включений являются оксидом бора, легированным же-

лезом (табл. 7; рис. 7, а, уч. 3). Часто в мелких неметаллических включениях в небольшом количестве 0,3...0,8 мас. % фиксируется цирконий. Очевидно, нанопорошок  $ZrO_2$  при напылении взаимодействует с образующимися частицами борооксида железа и оксида бора. Частицы  $ZrO_2$  в матрице покрытия способствуют ее мелкозернистой кристаллизации.

Как показали исследования, оксидные включения имеют неоднородный химический состав. Так, глобулярный оксид железа диаметром 1,4 мкм на расстоянии 0,13, 0,3 и 0,5 мкм от центра содержит бора 1,3; 3,9 и 4,3, а кислорода — 12,6; 21,0 и 32,0 мас. %, соответственно (табл. 7; рис. 7, б, уч. 1–3), т. е. количество этих элементов увеличивается от центра к краю неметаллического включения  $FeO$ , легированного бором. Проанализировав множество оксидных включений, можно сделать вывод, что они имеют сложный состав: оксид железа  $FeO$  легирован бором, оксид бора содержит железо. Причем дисперсные частицы оксида бора встречаются чаще, чем частицы оксида железа. Они имеют глобулярную форму диаметром от 100 нм до нескольких мкм и являются частицами, упрочняющими матрицу.

Проведенные комплексные исследования позволили определить следующий состав покрытий: борокарбиды железа ( $Fe_3(B,C)$ ;  $Fe(B,C)_2$ );  $\alpha$ -Fe с увеличенным параметром решетки, вследствие легирования бором и углеродом; аморфная фаза; карбид бора переменного состава ( $B_{2,5}C...B_4C$ ); борооксид Fe; оксиды Fe и B.

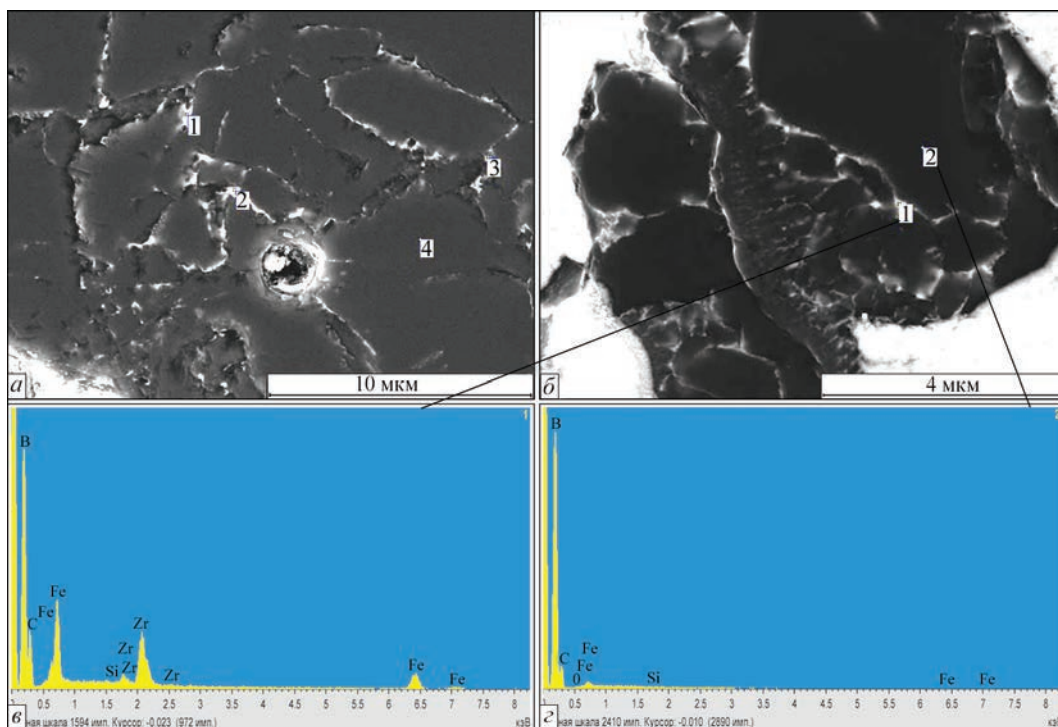


Рис. 6. Микроструктура (а, б) включений карбида бора в покрытии (РЭМ, режим BEI) и спектры участков 1 (а) и 2 (б)



Таблица. 6. Химический состав исследуемых участков покрытия (рис. 6)

Исследуемый участок	Содержание элементов, мас./ат. %				
	Fe	B	C	O	Zr
Рис. 6, а					
1	37,11/10,81	47,33/70,66	12,96/17,41	0,56/0,57	1,59/0,28
2	52,04/18,26	36,27/65,34	9,53/15,46	0,21/0,26	1,40/0,30
3	26,29/7,07	50,77/67,77	20,15/24,20	0,69/0,63	0,32/0,05
4	0,90/1,27	75,68/78,72	22,26/20,84	0,00/0,00	0,00/0,00
Рис. 6, б					
1	21,86/0,25	52,15/71,71	16,55/20,49	0,39/0,36	0,25/1,38
2	1,63/0,07	74,67/77,66	23,37/21,87	0,15/0,11	0,07/0,01
Примечание. Содержание Al, Si и Mn ≤ 0,17, 0,04 и 0,69 мас. %, соответственно.					

Таблица. 7. Химический состав исследуемых участков покрытия (рис. 7)

Исследуемый участок	Содержание элементов, мас./ат. %					
	Fe	B	C	O	Mn	Zr
Рис. 7, а						
1	78,53/45,56	11,43/34,25	0,92/2,48	8,63/17,48	0,21/0,12	0,28/0,10
2	65,41/33,74	12,74/33,94	0,28/0,68	15,73/28,31	4,29/2,25	0,76/0,24
3	32,75/11,02	19,28/33,52	0,75/1,17	45,67/53,66	0,86/0,29	0,29/0,06
4	95,90/83,70	1,92/8,66	1,35/5,48	0,54/1,64	0,00/0,00	0,00/0,00
Рис. 7, б						
1	73,02/42,34	3,86/11,55	0,95/2,57	21,23/42,96	0,91/0,53	-
2	85,48/61,53	1,26/4,68	0,59/1,97	12,64/31,76	0,00/0,00	-
3	61,55/30,72	4,26/10,98	0,67/1,55	32,14/55,99	1,27/0,64	-
4	78,92/48,63	8,43/26,83	0,06/0,18	10,37/22,30	1,18/0,74	-

В заключение можно отметить, что порошковые проволоки, благодаря широкому варьиро-

ванию состава наполнителей, являются перспективным материалом для ПДН защитных износостойких покрытий. Из порошковых проволок с наполнителями В<sub>4</sub>С и В<sub>4</sub>С с добавкой наноразмерного порошка ZrO<sub>2</sub> получены бездефектные покрытия с ламелярной структурой, низкой пористостью (около 1 %). В результате взаимодействия ферритной оболочки проволоки с порошковыми наполнителями образуется дисперсноупрочненная ферритная матрица покрытия. Высокая твердость покрытий обусловлена следующими основными структурными факторами:

легированием матрицы на основе α-Fe бором и углеродом, вследствие значительной диссоциации В<sub>4</sub>С при напылении и, как результат, образование аморфных структур;

упрочнением матрицы покрытия равномерно распределенными дисперсными частицами борокарбидов железа Fe<sub>3</sub>(В,С), Fe(В,С)<sub>2</sub>, борооксида железа, оксидов железа и бора;

упрочнение мелкими, не распавшимися частицами карбида бора переменного состава В<sub>4</sub>С... В<sub>2,5</sub>С.

В процессе напыления добавка нанопорошка ZrO<sub>2</sub> вступает в реакцию взаимодействия с В<sub>4</sub>С, обогащая его границы, и участвует в образовании наноразмерных частиц диборида железа, дисперсных оксидов железа (FeO) и бора (В<sub>3</sub>О<sub>5</sub>). Введение добавки порошка ZrO<sub>2</sub> способствуют измельчению структуры ламелей, при этом микротвердость по-

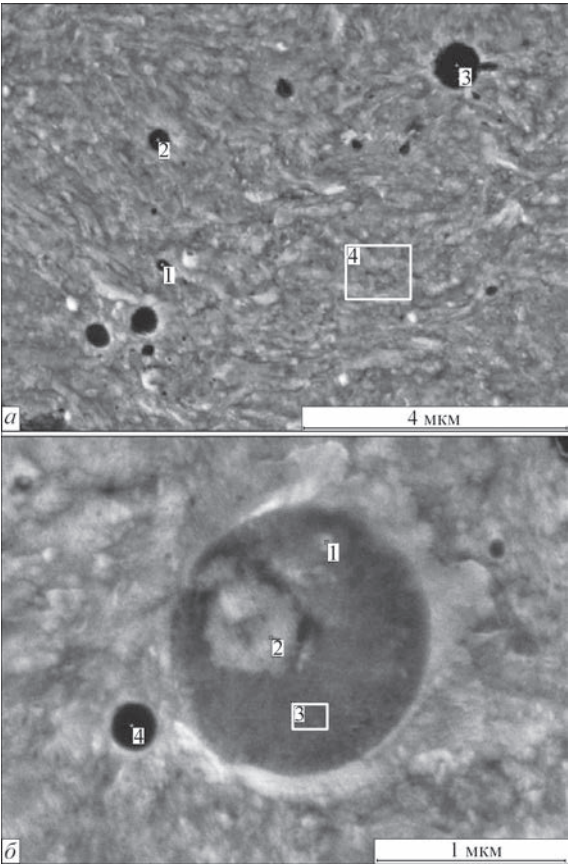


Рис. 7. Микроструктура неметаллических включений в покрытии: борооксиды железа (а), оксиды железа (б), оксиды бора (а, б) (РЭМ, режим BEI)

крытия составляет  $6,86 \pm 2,1$  ГПа, что в 4 раза выше ферритной оболочки проволоки.

Таким образом, в результате ПДН проволоки со стальной оболочкой и порошковым наполнителем  $B_4C$  и  $B_4C + 0,5ZrO_2$  получили покрытия с равномерным распределением дисперсных упрочняющих частиц в ферритной матрице. Покрытия данного класса могут применяться как износостойкие для защиты от газоабразивного износа оборудования в химическом машиностроении, при производстве деталей насосов, компрессоров и других изделий, а также восстановления изношенных деталей.

## Список литературы

1. Хромов В. Н., Верцов В. Г., Коровин А. Я. и др. (2001) От дозвукового к сверхзвуковому напылению покрытий при восстановлении и упрочнении деталей машин (Обзор). *Сварочное производство*, **2**, 39–47.
2. Харламов Ю. А. (2000) Газотермическое напыление покрытий и экологичность производства, эксплуатации и ремонта машин. *Тяжелое машиностроение*, **2**, 10–13.
3. Виллаге Б., Руппехт К., Похмурская А. (2011) Особенности газотермического напыления покрытий порошковыми проволоками (Обзор). *Автоматическая сварка*, **10**, 26–30.
4. Харламов М. Ю., Кривцун И. В., Коржик В. Н. и др. (2007) Математическая модель дуговой плазмы, генерируемой плазматроном с проволокой-анодом. *Там же*, **12**, 15–20.
5. Харламов М. Ю., Кривцун И. В., Коржик В. Н., Петров С. В. (2011) Нагрев и плавление проволоки-анода при плазменно-дуговом напылении. *Там же*, **5**, 5–11.
6. Wielage B., Rupperecht C., Bruhl M. et al. (2008) Thermisches Spritzen – Potentiale, Entwicklungen, Maerkte. *Thermal Spray Bulletin*, **1**, DVS Verlag, 30–36.
7. Петров С. В., Карп И. Н. (1993) *Плазменное газозавоздушное напыление*. Киев, Наукова думка.
8. Кудинов В. В., Бобров Г. В. (1992) *Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование*. Москва, Металлургия.
9. Харламов М. Ю., Кривцун И. В., Коржик В. Н., Петров С. В. (2011) Формирование пленки жидкого металла на торце проволоочного анода при плазменно-дуговом напылении. *Автоматическая сварка*, **12**, 3–8.
10. Борисов Ю. С., Козьяков И. А., Коржик В. Н. (1996) Структура и свойства газотермических покрытий, полученных с использованием порошковых проволок системы Fe–Cr–B, Fe–Cr–B–C. *Там же*, **5**, 21–24.
11. Похмурский В. И., Студент М. М., Гвоздецкий В. М., Похмурская А. В. (2011) Порошковые проволоки серии ФМИ для электродугового напыления покрытий (Обзор). *Там же*, **9**, 52–57.
12. Коротаев А. Д., Мошков В. Ю., Овчинников С. В. и др. (2005) Наноструктурные и нанокомпозитные сверхтвердые покрытия. *Физическая мезомеханика*, **8**, 5, 103–116.
13. Витязь П. А., Илющенко А. Ф., Хейфец М. Л. (2011) *Технологии конструкционных наноструктурных материалов и покрытий*. Витязь П. А., Солнцев К. А. (ред.), Минск, Беларус. навука.
14. Макаренко Г. Н., Маррей Э. В. (1975) *Твердые материалы на основе карбида бора. Высокотемпературные карбиды*. Киев, Наукова думка, 133–136.
15. Панасюк А. Д., Фоменко В. С., Глебова Г. Г. (1986) *Стойкость неметаллических материалов в расплавах*. Справочник. Киев, Наукова думка.
16. Серебрякова В. И., Неронов В. А., Пешев П. Д. (1991) *Высокотемпературные бориды*. Москва, Металлургия.
17. Григоренко Г. М., Борисова А. Л., Борисов Ю. С. и др. (2003) Исследование межфазного взаимодействия ферритана с карбидом бора в порошковых смесях для нанесения газотермических покрытий. *Современная электрометаллургия*, **1**, 28–31.
18. Ткаченко В. Ф., Коган Ю. И. (1978) Особенности структуры и механических свойств спеченных материалов Fe– $B_4C$ . *Порошковая металлургия*, **5**, 69–71.
19. Невар Н. Ф., Фасевич Ю. Н., Сеньков В. М., Павлович Г. В. (2005) Борсодержащий сплав, его свойства и промышленное применение. Ч. 2. *Литье и металлургия*, **2-2**, 174–178.
20. Коржик В. Н., Короб М. Ф. (2012) Механизированная линия PLAZER 30PL-W для плазменно-дугового проволоочного напыления покрытий. *Сварщик*, **4(86)**, 13–16.
21. Григоренко Г. М., Коржик В. Н., Адеева Л. И., Туник А. Ю. (2016) Особенности металлургических процессов при плазменно-дуговом напылении покрытий, полученных из порошковой проволоки со стальной оболочкой и наполнителями  $B_4C$  и  $B_4C+ZrO_2$ . *Вісник приазовського державного технічного університету. Сер. Технічні науки*, **32**, 125–138.
22. Chien C. L., Musser D., Gyorgy E. M. et al. (1979) Magnetic Properties of Amorphous  $Fe_xB_{100-x}$  ( $72 \leq x \leq 86$ ) and Crystalline  $Fe_3B$ . *Phys. Rev. (Condens. Matter)*, **20(1)**, 283–295.

## References

1. Khromov V.N., Vertsov V.G., Korovin A.Ya. et al. (2001) From subsonic to supersonic spraying of coatings in restoration and strengthening of machine parts (Review). *Svarochn. Proizvodstvo*, **2**, 39–47 [in Russian].
2. Kharlamov Yu.A. (2000) Thermal spraying of coatings and ecological compatibility of production, service and repair of machines. *Tyazholoe Mashinostroenie*, **2**, 10–13 [in Russian].
3. Wielage B., Rupperecht C., Pokhmurska H. (2011) Peculiarities of thermal spraying of coatings using flux-cored wire (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 21–25.
4. Kharlamov M.Yu., Krivtsun I.V., Korzhik V.N. et al. (2007) Mathematical model of arc plasma generated by plasmatron with anode wire. *Ibid.*, **12**, 9–14.
5. Kharlamov M.Yu., Krivtsun I.V., Korzhik V.N. et al. (2011) Heating and melting of anode wire in plasma arc spraying. *Ibid.*, **5**, 2–7.
6. Wielage B., Rupperecht C., Bruhl M. et al. (2008) Thermisches Spritzen – Potentiale, Entwicklungen, Maerkte. *Thermal Spray Bulletin*, **1**, DVS-Verlag, 30–36.
7. Petrov S.V., Karp I.N. (1993) *Plasma air-gas spraying*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
8. Kudinov V.V., Bobrov, G.V. (1992) *Spraying deposition of coatings. Theory, technology and equipment*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
9. Kharlamov M.Yu., Krivtsun I.V., Korzhik V.N. et al. (2011) Formation of liquid metal film at the tip of wire-anode in plasma-arc spraying. *The Paton Welding J.*, **12**, 2–6.
10. Borisov Yu.S., Koziaikov I.A., Korzhik V.N. (1996) Structure and properties of thermal coatings produced using flux-cored wires of Fe–Cr–B, Fe–Cr–B–C system. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 21–24.
11. Pokhmursky V.I., Student M.M., Gvozdetzky V.M. et al. (2011) Flux-cored wires of FMI series for coating deposition by electric arc spraying (Review). *Ibid.*, **9**, 44–48.
12. Korotaev A.D., Borisov D.P., Moshkov V.Yu. et al. (2005) Nanostructured and nanocomposite superhard coatings. *Phys. Mesomech.*, **8(5-6)**, 93–104 [in Russian].
13. Vityaz P.A., Ilyushchenko A.F., Khejsets M.L. (2011) *Technologies of structural nanostructured materials and coatings*. Vityaz P.A., Solntsev K.A. (ed), Minsk, Belarus. Navuka [in Russian].
14. Makarenko G.N., Marrej E.V. (1975) *Hard materials based on boron carbide. High-temperature carbides*. Kiev, Naukova Dumka, 133–136 [in Russian].
15. Panasyuk A.D., Fomenko V.S., Glebova G.G. (1986) *Resistance of nonmetallic materials in melts*. In: Refer. book. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
16. Serebryakova V.I., Neronov V.A., Peshev P.D. (1991) *High-temperature borides*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

17. Grigorenko G.M., Borisova A.L., Borisov Yu.S. et al. (2003) Investigation of interphase interaction of ferrotitanium with boron carbide in powder mixtures for thermal coating deposition. *Sovrem. Elektrometall.*, **1**, 28-31.
18. Tkachenko V.F., Kogan Yu.I. (1978) Peculiarities of structure and mechanical properties of sintered materials Fe-B<sub>4</sub>C. *Poroshk. Metallurgiya*, **5**, 69-71 [in Russian].
19. Nevar N.F., Fasevich Yu.N., Senkov V.M., Pavlovich G.V. (2005) Boron-containing alloy, its characteristics and industrial application. *Litiyo i Metallurgiya*, **2-2**, 174-178 [in Russian].
20. Korzhik V.N., Korob M.F. (2012) Mechanized line PLAZER 30PL-W for plasma-arc wire spraying of coatings. *Svarshchik*, **4**(86), 13-16 [in Russian].
21. Grigorenko G.M., Korzhik V.N., Adeeva L.I. et al. (2016) Specifics of metallurgical processes in plasma-arc spraying of coatings produced from flux-cored wire with steel sheath and fillers B<sub>4</sub>C and B<sub>4</sub>C + ZrO<sub>2</sub>. *Visnyk PDTU. Ser. Tekhnichni nauky*, **32**, 125-138 [in Russian].
22. Chien C.L., Musser D., Gyorgy E.M. et al. (1979) Magnetic properties of amorphous Fe<sub>2</sub>B<sub>100-x</sub> (72≤x≤86) and crystalline Fe<sub>3</sub>B. *Phys. Rev. (Condens. Matter)*, **20**(1), 283-295.

Г. М. Григоренко, Л. І. Адєєва, А. Ю. Тунік,  
В. М. Коржик, Л. М. Капітанчук

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

#### ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ПЛАЗМОВО-ДУГОВИХ ПОКРИТТІВ, ОТРИМАНИХ ПРИ ВИКОРИСТАННІ ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ ЗІ СТАЛЕВОЮ ОБОЛОНКОЮ І НАПОВНЮВАЧЕМ ІЗ В<sub>4</sub>С ТА НАНОПОРОШКІВ ZrO<sub>2</sub>

Досліджено особливості структури покриттів, отриманих високошвидкісним плазмово-дуговим напильненням з дроту зі сталеву оболонкою та порошковим наповненням В<sub>4</sub>С з добавкою нанорозмірного порошку ZrO<sub>2</sub>. На сталевій підкладці із низьковуглецевої сталі були отримані покриття з низькою пористістю (близько 1 %), ламелярною структурою та високою твердістю. Проаналізовано процеси взаємодії, що відбуваються при плазмово-дуговому напильненні між оболонкою, яка становить 90 мас. % дроту, і наповнювачем. Феритна матриця покриття легована бором і вуглецем, містить аморфну фазу. Вона зміцнена дисперсними карбідними, борокарбідними та оксидними частинками. Добавка 0,5 % нанопорошку ZrO<sub>2</sub> сприяє подрібненню структури покриттів з утворенням дисперсних борокарбідів Fe<sub>3</sub>(B, C), Fe(B, C)<sub>2</sub>, оксидів заліза FeO, і бору В<sub>3</sub>О<sub>5</sub>. Мікротвердість покриттів досягає 6,86 ГПа,

що в 4 рази більше мікротвердості феритної оболонки. Покриття даного класу можуть застосовуватися як зносостійкі для захисту від газоабразивного зношування обладнання в хімічному машинобудуванні, при виробництві деталей насосів, компресорів та інших виробів, а також відновлення зношених деталей. Бібліогр. 22, табл. 7, рис. 7.

**Ключові слова:** плазмово-дугове напильнення, порошковий дрiт, карбідний наповнювач, нанопорошок, фазові перетворення, ламелярна структура, дисперсне зміцнення покриттів, борокарбід заліза, мікротвердість

G.M. Grigorenko, L.I. Adeeva, A.Yu. Tunik, V.I. Korzhik,  
L.M. Kapitanchuk

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

#### FEATURES OF THE STRUCTURE OF PLASMA-ARC COATINGS PRODUCED AT APPLICATION OF FLUX-CORED WIRES WITH A STEEL SHEATH AND FILLER FROM B<sub>4</sub>C AND ZrO<sub>2</sub> NANOPOWDER

Features of the structure of coatings made by high-speed plasma-arc spraying of wire with a steel sheath and B<sub>4</sub>C powder filler with addition of nanosized ZrO<sub>2</sub> powder were studied. Coatings with low porosity (about 1%), lamellar structure and high hardness were produced on a low-carbon steel substrate. Processes of interaction, running in plasma-arc spraying between the sheath, making up 90 wt.% of the wire, and the filler, were analyzed. Ferrite matrix of the coating is alloyed with boron and carbon, and contains an amorphous phase. It is strengthened by dispersed carbide, borocarbide and oxide particles. Addition of 0.5% of ZrO<sub>2</sub> nanopowder promotes refinement of the coating structure with formation of dispersed borocarbid Fe<sub>3</sub>(B,C), Fe(B,C)<sub>2</sub>, and oxides of iron FeO and boron B<sub>3</sub>O<sub>5</sub>. Coating microhardness reaches 6.86 GPa that is 4 times greater than that of the ferrite sheath. Coatings of this class can be applied as wear-resistant ones for protection of equipment from gas-abrasive wear in chemical engineering, in manufacturing parts of pumps, compressors and other items, as well as reconditioning worn parts. 22 Ref., 7 Tabl., 7 Fig.

**Keywords:** plasma-arc spaying, flux-cored wire, carbide filler, nanopowders, phase transformation, lamellar structure, dispersed strengthening of coatings, iron borocarbide, microhardness.

Поступила в редакцию 07.04.2017

## Международная выставка Weldex/Россварка 2017

10–13 октября 2017 г.

г. Москва, КВЦ «Сокольники»

### Тематика выставки:

- ▶ оборудование и материалы для сварки
- ▶ оборудование для резки металла
- ▶ промышленные роботы
- ▶ оборудование и материалы для нанесения защитных и упрочняющих покрытий
- ▶ оборудование для контроля качества сварных соединений
- ▶ инструменты и приспособления для сварочных работ
- ▶ средства индивидуальной и коллективной защиты при проведении сварочных работ
- ▶ оборудование для обработки кромок



# ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ $Al_2O_3$ И Al (ИЛИ Ti), ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МНОГОКАМЕРНОГО ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Л. И. МАРКАШОВА, Ю. Н. ТЮРИН, О. В. КОЛИСНИЧЕНКО, Е. Н. БЕРДНИКОВА, О. С. КУШНАРЕВА,  
Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ, Е. П. ТИТКОВ

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

Исследовано влияние структуры и фазового состава керметных покрытий систем  $Al_2O_3$ -Ti (Al), полученных с применением установки многокамерного детонационного напыления. Анализ особенностей структуры исследуемых покрытий выполнялся с использованием оптической металлографии, аналитической растровой, а также просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии. Показано, что наиболее значимый вклад в показатели прочности, пластичности и трещиностойкости исследуемых покрытий вносят диспергирование зеренной и субзеренной структур, а также распределение формирующихся упрочняющих фаз дисперсных размеров. Библиогр. 21, табл. 2, рис. 7.

*Ключевые слова:* керметные покрытия, многокамерное детонационное напыление, оксид алюминия, структура, фазовый состав, плотность дислокаций, упрочнение, вязкость разрушения, локальные внутренние напряжения, трещиностойкость

В современной промышленности, а именно в авиа-, автомобиле-, энергомашиностроении, химической промышленности и др., используют изделия, работоспособность которых зависит от качественных характеристик поверхности. Это, например, днища поршней и поверхности камер сгорания, торцовые уплотнения газотурбинных установок, торцовые уплотнения на выходных валах горных машин, поверхности роликов или цилиндров для бумажной промышленности, фильеры, гребенки для ведения и обработки пряжи, уплотнительные поверхности запорной арматуры и т. д. Актуальной задачей является повышение надежности и долговечности таких изделий, эксплуатационные характеристики которых определяются свойствами их рабочих поверхностей и позволяют использовать их для работы в экстремальных условиях (высокие температура и давление, интенсивный износ трением, знакопеременные нагрузки и т. д.). Существует множество различных технологических решений (термическая и термохимическая обработка, нанесение покрытий, упрочняющая поверхностная обработка и др.), которые обеспечивают необходимые свойства функциональных поверхностных слоев в зависимости от требований, предъявляемых к конечным изделиям в различных условиях эксплуатации. Эти методы инженерии поверхности в значительной степени отличаются как по своей природе, так и по воздействию на изделия и на их структурно-чувствительные свойства.

Одним из наиболее широко распространенных и в то же время перспективных способов повыше-

ния эксплуатационных свойств и долговечности изделий является нанесение на их поверхности покрытий с применением различных технологий напыления [1–4]. В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработаны технология и оборудование для многокамерного детонационного напыления (МДН), которое приводит к формированию высококачественных покрытий с высокими коэффициентами использования материала и производительностью. К особенностям данной технологии следует отнести наличие нескольких специально профилированных детонационных камер и повышенную частоту детонации (20 Гц) горючей смеси, которые практически нивелируют отрицательные эффекты, связанные с дискретностью классических методов детонационного напыления [5].

Востребованным направлением применения многокамерного детонационного метода является напыление порошков оксида алюминия ( $Al_2O_3$ ) с различными добавками для получения керметных покрытий [6]. Исследование покрытий из керметов с различными фазовыми составами и типами структур очень важно с точки зрения получения комплекса физико-механических свойств, делающим перспективным их применение в различных областях техники. Интерес к кермету  $Al_2O_3$ -Al ( $Al_2O_3$ -Ti) вызван тем, что в нем может быть достигнуто сочетание высокой твердости, прочности, огнеупорности, свойственной оксиду алюминия, с пластич-

ностью и теплопроводностью, характерной для Al (Ti).

Однако на данный момент имеется недостаточно достоверной и однозначной информации о влиянии различных технологических параметров МДН на структурно-фазовое состояние напыленных таким образом покрытий и, соответственно, на их эксплуатационные свойства.

Целью данной работы является оценка влияния состава напыляемой механической смеси порошков  $Al_2O_3 + Al$  и  $Al_2O_3 + Ti$  на структуру и фазовый состав покрытий, получаемых МДН, и структурных факторов на прочностные свойства и трещиностойкость исследуемых покрытий.

**Материалы и методики исследований.** Для напыления покрытий применяли механические смеси исходного порошка  $Al_2O_3$  (фирмы Н. С. Starck: AMPERIT® 740,0) фракционного состава  $d_{фр} \sim 5...22$  мкм с добавками (3 и 5 %) чистых порошков Al или Ti,  $d_{фр} \sim 5...60$  мкм (рис. 1). Режим детонационного напыления: частота детонации 20 Гц; расстояние до образца 55 мм; скорость перемещения 1500 мм/мин с одинаковым количеством проходов; соотношение длина ( $l$ )/диаметр ( $d$ ) ствола пушки  $l/d = 500/16$  мм и горючего газа к окислителю ( $\beta$ ) 5,0; 5,8 (табл. 1). Размер образцов  $15 \times 10 \times 3$  мм.

Исследования структурно-фазового состояния покрытий (микротвердости, объемной доли пор, фазового состава, распределения дисперсных фаз, характера зеренной, субзеренной и дислокационной структур и др.) проводили на всех структур-

ных уровнях с применением комплексного методического подхода, включающего оптическую металлографию (Versamet-2, Япония; Лесо-М400, США), аналитическую растровую электронную микроскопию (Philips SEM-515, Нидерланды), рентгеноструктурный фазовый анализ (ДРОН-УМ1), а также просвечивающую микродифракционную электронную микроскопию (JEM-200CX, фирмы «JEOL» с ускоряющим напряжением 200 кВ, Япония). В результате проведенной работы были получены экспериментальные данные о полном комплексе структурно-фазовых параметров покрытий при МДН.

**Результаты исследований.** Были получены четыре группы покрытий, напыленных на Ti (BT1-0) и Al (АД0) основы толщиной  $\delta$  до 250 мкм (табл. 2, рис. 2). Исследованиями методом оптической металлографии показано, что пористость таких покрытий находится на уровне 0,7...2,5 %, объемная доля ламелей ( $V_{д/л}, \%$ ) в них составляет 1,5...5,0 %. При этом минимальная

Т а б л и ц а 1. Параметры технологического режима МДН

Расход газов, м³/ч			$\beta$	Уровень заполнения камеры
1 камера	O₂	4,4(140)		
	Воздух	0,14(5)		
	C₃H₈	0,77(60)		
2 камера	O₂	4,0 (125)	5,0	1,13
	Воздух	0,325(10)		
	C₃H₈	0,82(55)		
Питатель	Воздух	1(80)		

Примечание. Расход порошка 600 г/ч.

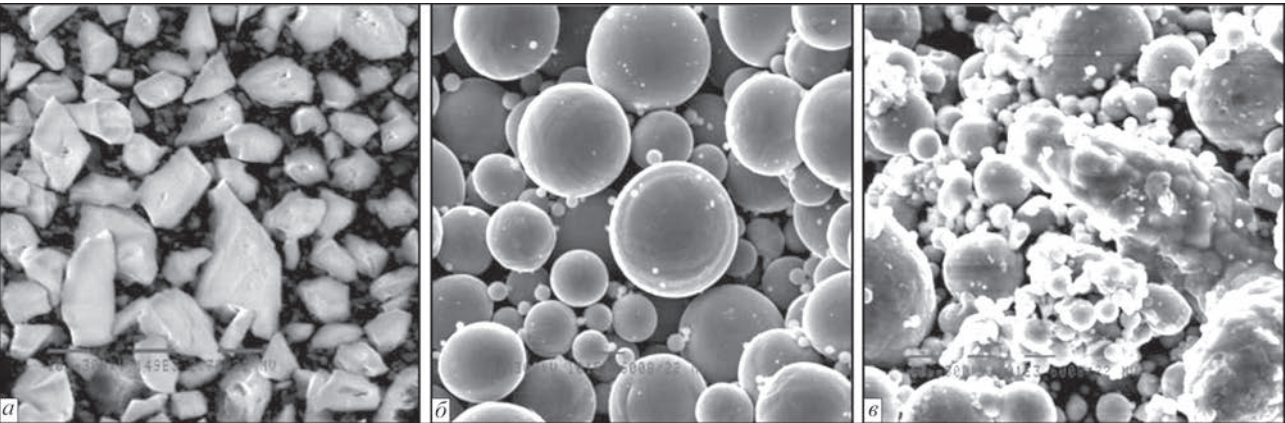


Рис. 1. Внешний вид напыляемых порошков: исходный порошок  $Al_2O_3$  (а,  $\times 1490$ ); добавки порошков Ti (б,  $\times 1010$ ) и Al (в,  $\times 1010$ )

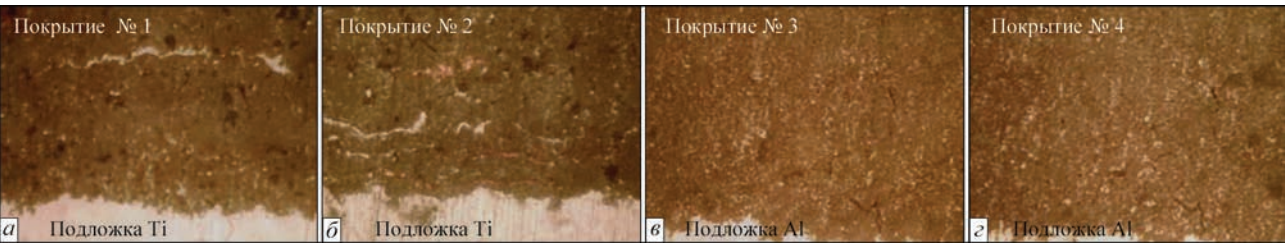
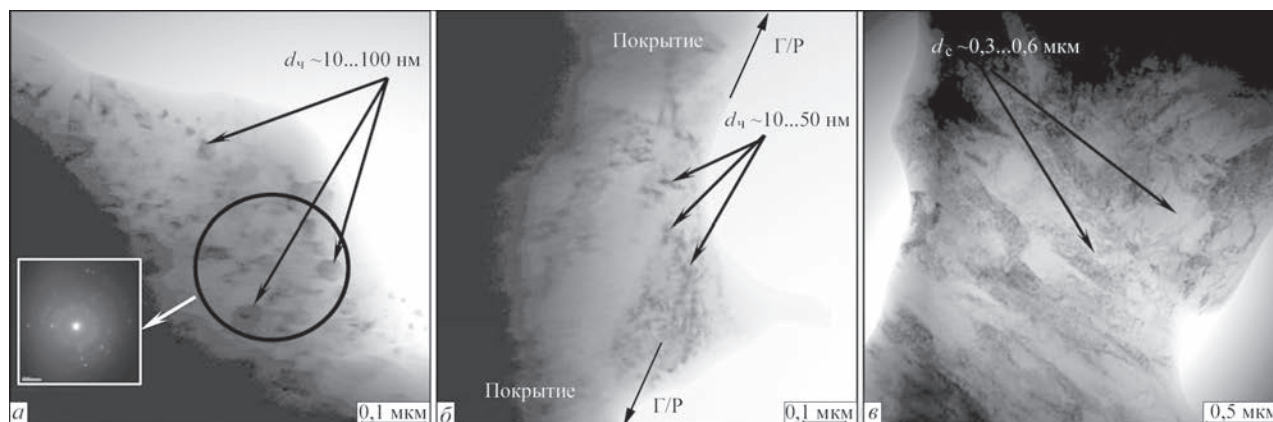


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 800$ ) покрытий:  $Al_2O_3 + 3\% Ti$  (а);  $Al_2O_3 + 5\% Ti$  (б);  $Al_2O_3 + 3\% Al$  (в);  $Al_2O_3 + 5\% Al$  (г)

Таблица 2. Результаты исследований структуры покрытий

Номер п/п	Порошок (подложка)	$\delta$ , мкм	П, %	$V_{д/л}$ , %	$HV_{0,3}$ , МПа
1	$Al_2O_3 + 3\% Ti$ (титан)	135...200	1,5...2,0	2,5...3,0	8900...10990
2	$Al_2O_3 + 5\% Ti$ (титан)	100...230	0,7...1,5	4,5...5,0	9660...13770
3	$Al_2O_3 + 3\% Al$ (алюминий)	115...250	1,7...2,4	1,5...2,5	8900...10520
4	$Al_2O_3 + 5\% Al$ (алюминий)	90...225	1,9...2,5	1,9...2,5	7900...10250


 Рис. 3. Тонкая структура покрытия № 2 ( $Al_2O_3 + 5\% Ti$ ), напыленного на титановую основу на глубине  $\delta \sim 150...200$  мкм от границы раздела (Г/Р) (а), в зоне Г/Р покрытие–подложка (б) и материала подложки (в)

пористость (П, %) и максимальная интегральная микротвердость  $HV_{0,3}$  характерны для покрытий № 1, 2, полученных с использованием порошков  $Al_2O_3$  с добавками 3 и 5 % Ti.

Рентгеноструктурным фазовым анализом полученных покрытий установлено, что использование порошков  $Al_2O_3 + 3\% Ti$  (режим № 1) и  $Al_2O_3 + 5\% Ti$  (режим № 2) способствует формированию покрытий идентичного фазового состава при примерно равнозначном содержании формирующихся фазовых составляющих:  $\gamma-Al_2O_3$  (67...69 %);  $\alpha-Al_2O_3$  (18 %);  $AlTi_3$  (13...15 %). Однако в покрытиях  $Al_2O_3 + 5\% Ti$  (режим № 2) интегральная микротвердость  $HV_{0,3}$  повышается на 17 % (от 8900...10990 до 9660...13770 МПа) по сравнению с покрытием  $Al_2O_3 + 3\% Ti$  (режим № 1), табл. 2.

Напыление порошков  $Al_2O_3 + 3\% Al$  (режим № 3) и  $Al_2O_3 + 5\% Al$  (режим № 4) способствует формированию покрытий при содержании:  $\gamma-Al_2O_3$  (69 %);  $\alpha-Al_2O_3$  (15 %); Al (16 %) и примерно одинаковом уровне интегральной микротвердости  $HV_{0,3}$  (табл. 2).

В итоге установлено, что добавка (3 и 5 %) Ti по сравнению с покрытиями с (3 и 5 %) Al приводит к изменениям структурно-фазового состава и микротвердости ( $HV_{0,3}$ ) покрытий. Взаимодействие  $Al_2O_3$  и Ti при формировании слоя покрытия в условиях детонационного напыления приводит к образованию интерметаллидной фазы  $AlTi_3$ , что, возможно, обуславливает повышение (в 1,2...1,3 раза) интегральной микротвердости  $HV_{0,3}$  таких покрытий.

**Результаты электронно-микроскопических исследований на просвет** дали возможность изучить особенности тонкой структуры покрытий: изменение плотности и характера распределения дислокаций в различных структурных составляющих (во внутренних объемах и вдоль структурных границ); характер формирующейся субструктуры, ее параметры; размер частиц фазовых выделений; эффективные расстояния между формирующимися фазами и т.п. В этом плане для покрытий с наиболее благоприятными (высокая микротвердость, минимальная пористость и др) структурно-фазовыми изменениями, а именно,  $Al_2O_3 + 5\% Ti$  (режим № 2, рис. 3) и для сравнения —  $Al_2O_3 + 5\% Al$  (режим № 4, рис. 4), установлено следующее.

В случае использования порошка  $Al_2O_3 + 5\% Ti$  (режим № 2, рис. 4, а), размер частиц фазовых выделений ( $d_c = 10...100$  нм) в поверхностных слоях покрытий уменьшается в 2 раза по сравнению с покрытиями  $Al_2O_3 + 5\% Al$  (режим № 4, рис. 3, а). Также практически в 2,0...2,3 раза уменьшается и расстояние ( $\lambda_c$ ) между формирующимися дисперсными фазами (до  $\lambda_c = 10...30$  нм), что характеризует повышение объемной доли в матрице образующихся фаз.

Также наблюдается измельчение (в 1,4 раза) субструктуры (величина субзерна  $d_c \sim 0,1...0,4$  мкм) при повышении дислокационной плотности ( $\rho$ ) на внешней поверхности покрытий: от  $\rho \sim 2...3 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup> (режим № 4) до  $\rho \sim 3...5 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup> (режим № 2). При этом в покрытиях у границы раздела плотность дислокаций составляет:  $\rho \sim 5...6 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup> (рис. 3, б, в) и  $\rho \sim 6...7 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup> (рис. 4, б, в).



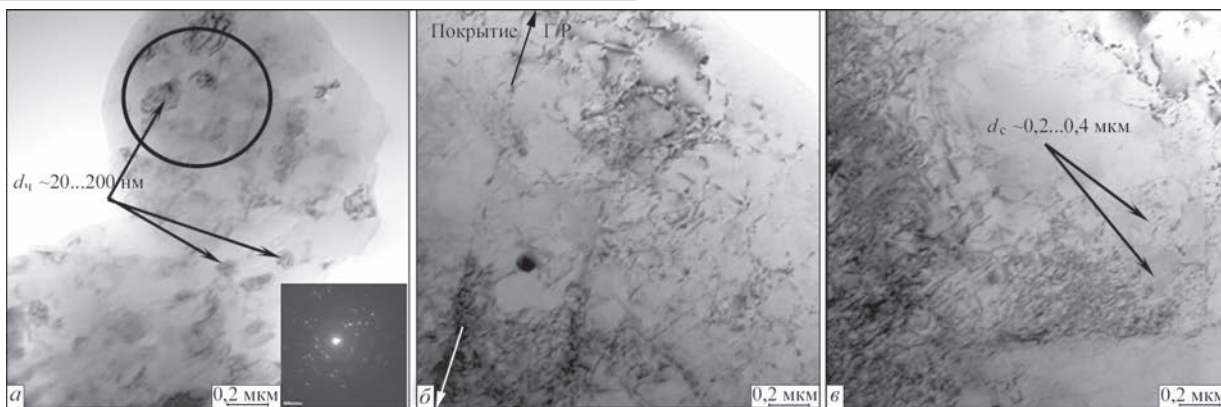


Рис. 4. Тонкая структура покрытия № 4 ( $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Al}$ ), напыленного на алюминиевую основу на глубине  $\delta \sim 200$  мкм от границы раздела (Г/Р) (а), в зоне Г/Р покрытие–подложка (б) и материала подложки (в)

**Аналитические оценки эксплуатационных свойств покрытий.** Выполненный комплекс экспериментальных исследований на всех структурных уровнях позволил провести аналитические оценки конкретного (дифференцированного) вклада различных структурно-фазовых составляющих, формирующихся в исследуемых покрытиях в изменение механических свойств и определить структурные факторы, кардинально влияющие на характер и распределение локальных внутренних напряжений ( $\tau_{\text{л/вн}}$ ), которые являются потенциальными источниками зарождения и распространения трещин в структурных микрообластях [7–9].

Аналитические оценки упрочнения выполняли, согласно уравнению, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [10–16]:

$$\Sigma\Delta\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{тр}} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{\text{д.у.}}$$

где  $\Delta\sigma_0$  — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро);  $\Delta\sigma_{\text{тр}}$  — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение);  $\Delta\sigma_3$ ,  $\Delta\sigma_c$  — упрочнение за счет изме-

нения величины зерна и субзерна (зависимости Холла–Петча, зернограницное и субструктурное упрочнение);  $\Delta\sigma_d$  — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием;  $\Delta\sigma_{\text{д.у.}}$  — упрочнения за счет дисперсных частиц по Оровану (дисперсионное упрочнение).

В результате показано, что в случае использования порошков  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Ti}$  (режим № 2) и  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Al}$  (режим № 4) интегральные значения упрочнений ( $\Sigma\sigma_T$ ) для покрытий составляют  $\Sigma\sigma_T = 2370$  МПа и  $\Sigma\sigma_T = 2050$  МПа (рис. 5, а). В обоих случаях максимальный вклад (до 56 %) в значение  $\Sigma\sigma_T$  вносит упрочнение матрицы покрытий за счет дисперсных частиц фазовых выделений (дисперсионное упрочнение по Оровану):  $\Delta\sigma_{\text{д.у.}} = 1334$  МПа (режим №2) и  $\Delta\sigma_{\text{д.у.}} = 1070$  МПа (режим № 4), рис. 5, б, в. При этом вклад зеренного ( $\Delta\sigma_3$ ), субзеренного ( $\Delta\sigma_c$ ) и дислокационного ( $\Delta\sigma_d$ ) упрочнений для исследуемых покрытий составляет: 8...10 % ( $\Delta\sigma_3 = 90...200$  МПа); 12...20 % ( $\Delta\sigma_c = 100...500$  МПа) и 10...15 % ( $\Delta\sigma_d = 180...200$  МПа), соответственно, рис. 5, в.

Расчетные значения показателей вязкости разрушения  $K_{Ic}$ , оцениваемые по зависимости [17]:

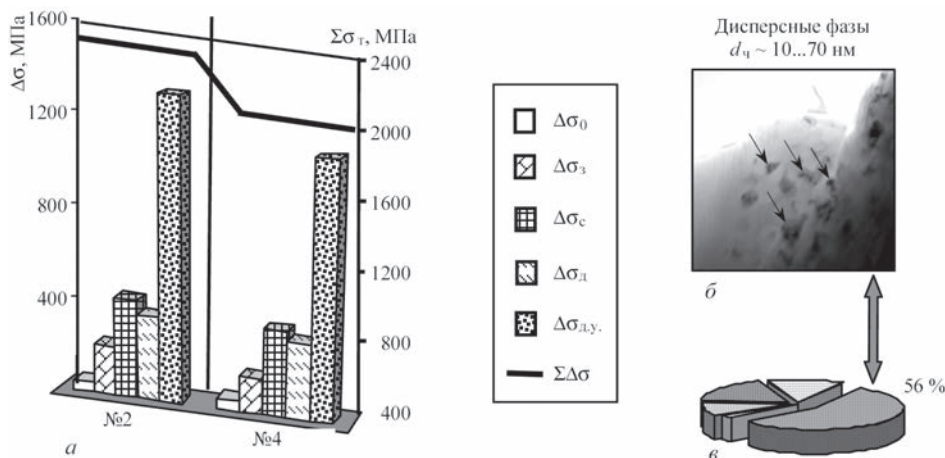


Рис. 5. Гистограммы (а), отражающие дифференцированный вклад зеренного ( $\Delta\sigma_3$ ), субструктурного ( $\Delta\sigma_c$ ), дисперсионного ( $\Delta\sigma_{\text{д.у.}}$ ) и дислокационного ( $\Delta\sigma_d$ ) упрочнений в изменение интегрального значения  $\Sigma\Delta\sigma_T$  в материале покрытий, напыленных на различных режимах:  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Ti}$  (режим № 2 – основа Ti) и  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{Al}$  (режим № 4 – основа Al) и вклад дисперсных частиц фазовых образований (б, в) в общий уровень  $\Sigma\Delta\sigma_T$

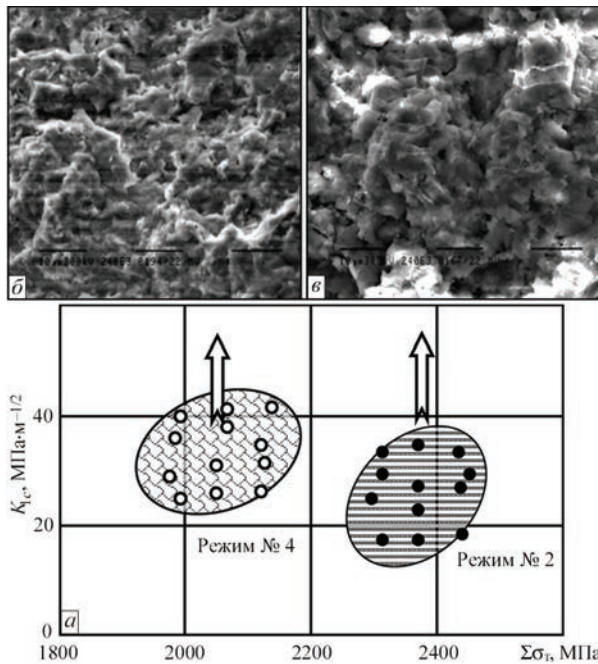


Рис. 6. Изменение расчетных значений прочности ( $\Sigma\sigma_T$ ) и вязкости разрушения ( $K_{1c}$ ) материала покрытий (а) и фактограммы вязкого (б) и квазихрупкого разрушения (в) в материале покрытий, напыленных на различных режимах:  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{ Ti}$  (режим № 2 — основа Ti) и  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{ Al}$  (режим № 4 — основа Al)

$K_{1c} = (2E\sigma_T\delta_k)^{1/2}$ , где  $E$  — модуль Юнга;  $\sigma_T$  — расчетная величина упрочнения;  $\delta_k$  — значения критического раскрытия трещины (согласно данным параметров субструктуры), а также сопоставление  $K_{1c}$  и  $\sigma_T$  показали следующее, рис. 6.

В случае использования порошка  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{ Ti}$  (режим № 2) показатель  $K_{1c}$  (рис. 6, а) незначительно (на 7...10 %) уменьшается, что приводит к

квазихрупкому внутризеренному разрушению материала покрытия, рис. 7, б. В случае использования порошка  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{ Al}$  (режим № 4) наблюдается характер разрушения с вязкой составляющей (ямки дисперсных размеров 1...2 мкм (см. рис. 6, в)), что должно обеспечивать трещиностойкость полученных покрытий.

Расчетно-аналитические оценки уровня локальных внутренних напряжений ( $\tau_{л/вн}$ ) позволили оценить трещиностойкость исследуемых покрытий с учетом характера дислокационной структуры, которая достаточно четко проявляется при исследованиях тонкой структуры на просвет с использованием методики ионного утонения тонких фольг [18].

Из анализа различных подходов к определению механизмов зарождения трещин и разрушения материалов была выбрана оценка  $\tau_{л/вн}$  именно на базе дислокационной теории кристаллических твердых тел, связывающей процессы формирования локальных внутренних напряжений с зарождением и перестройкой дислокационной структуры [7, 19–21]. Поле внутренних напряжений, создаваемое дислокационной структурой (плотностью дислокаций  $\rho$ ) и особенности формирования  $\tau_{л/вн}$  — источников зарождения и распространения трещин (их уровень, протяженность, взаимосвязь со структурными особенностями покрытий) определялись по зависимости [20]:

$$\tau_{л/вн} = Gb\rho/[\pi(1-\nu)],$$

где  $G$  — модуль сдвига;  $b$  — вектор Бюргерса;  $h$  — толщина фольги, равная  $2 \cdot 10^{-5}$  см;  $\nu$  — коэффициент Пуассона;  $\rho$  — плотность дислокаций.

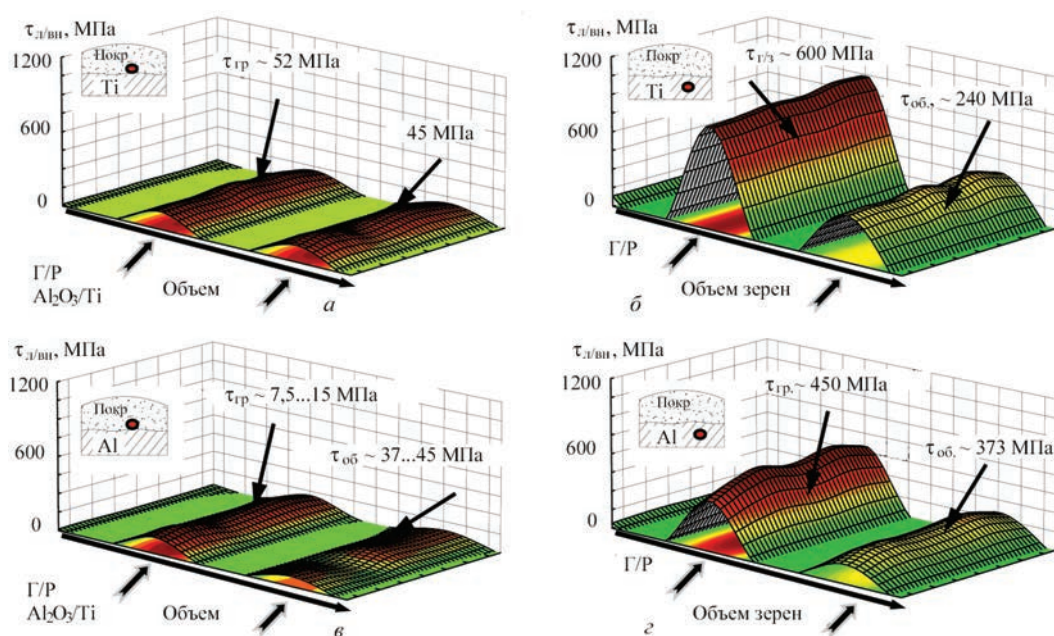


Рис. 7. Распределение локальных внутренних напряжений ( $\tau_{л/вн}$ ) в материале покрытий (а, в) и подложки (б, з): а, б — покрытия № 2 ( $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{ Ti}$ ), напыленные на титановую основу; в, з — покрытия № 4 ( $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\% \text{ Al}$ ), напыленные на алюминиевую основу



Показано, что при всех исследуемых режимах МДН покрытий формируется низкий уровень (без резких градиентов) локальных внутренних напряжений (рис. 7). Максимальные  $\tau_{л/вн}$  наблюдаются в зоне границы раздела покрытие–подложка в случае использования порошков  $Al_2O_3 + 5\% Ti$  (режим № 2, рис. 7, б). При этом их уровень не превышает 600 МПа (или  $\tau_{л/вн} = 0,14\tau_{теор}$  от уровня теоретической прочности материала на сдвиг), что и обеспечивает получение качественных покрытий с низкой склонностью к трещинообразованию и, соответственно, с оптимальными эксплуатационными характеристиками.

Таким образом, в результате экспериментально-аналитических оценок эксплуатационных свойств покрытий установлено, что высокий уровень механических свойств и трещиностойкость обеспечиваются за счет мелкозернистой зеренной и субзеренной структуры при равномерном распределении дисперсных упрочняющих фаз и дислокационной плотности. Повышению трещиностойкости покрытий способствует отсутствие протяженных зон дислокационных скоплений-концентраторов локальных внутренних напряжений.

### Выводы

В результате комплексных исследований покрытий, полученных многокамерным детонационным напылением, на различных структурных уровнях (зеренном, субзеренном, дислокационном) установлено:

- в покрытиях исходного порошка  $Al_2O_3$  с добавками (3 и 5 %) Ti или Al, напыленных на различные основы (Ti и Al) примерно одинаковое содержание основных фазовых составляющих, таких как  $\gamma-Al_2O_3$  (67...69 %) и  $\alpha-Al_2O_3$  (18...15 %), остальное  $AlTi_3$  и Al, соответственно. Добавка (3 и 5 %) Ti способствует образованию интерметаллической фазы  $AlTi_3$  (18%);

- покрытия  $Al_2O_3 + 5\% Ti$  (основа Ti) характеризуются наибольшими (в 1,2...1,3 раза) значениями интегральной микротвердости ( $HV_{0,3} = 9660...13770$  МПа), измельчением (на 10...15 %) зеренной, субзеренной структуры и размера (в 2 раза) частиц фазовых выделений, градиенты по дислокационной плотности практически отсутствуют;

- аналитическими оценками показано, что наиболее значимый вклад в эксплуатационные свойства (прочность, вязкость разрушения, трещиностойкость) исследуемых покрытий вносят: равномерное распределение формирующихся упрочняющих фаз дисперсных размеров, измельчение зеренной и субзеренной структур при отсутствии протяженных и плотных дисло-

кационных скоплений-концентраторов локальных внутренних напряжений.

### Список литературы

1. Кулик А. Я., Борисов Ю. С., Мнухин А. С., Никитин М. Д. (1985) *Газотермическое напыление композиционных порошков*. Ленинград, Машиностроение.
2. Борисов Ю. С., Борисова А. Л. (1986) *Плазменные порошковые покрытия*. Київ, Техніка.
3. Бартенев С. С., Федько Ю. П., Григоров А. И. (1982) *Детонационные покрытия в машиностроении*. Ленинград, Машиностроение.
4. Pawlowski L. (2008) *The science and engineering of thermal spray coatings*. Second edition. John Wiley & Sons, 656.
5. Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В., Полещук М. А. Кумулятивно-детонационное устройство для газотермического напыления покрытий. *Тр. 9-й Международ. конф. «Пленки и покрытия-2009»*, сс. 44–46.
6. Miranda-Hernández, J.G, Rocha-Rangel, E., Díaz de la Torre, S. (2010). Synthesis, microstructural analysis mechanical properties of alumina-matrix cermets. *J. of Silicate Based and Composite Materials*, 62(1), 2–5.
7. Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н. и др. (2014) Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композиционных материалов. *Автоматическая сварка*, 6/7, 25–31.
8. Маркашова Л. И., Шелягин В. Д., Кушнарцева О. С. и др. (2014) Структурно-фазовое состояние и механические свойства поверхностных слоев стали 38ХНЗМФА, формирующихся в условиях лазерного и лазерно-плазменного легирования. *Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах. Сб. докладов седьмой международной конференции, 15–19 сентября 2014 г.*, Одесса, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, сс. 43–47.
9. Маркашова Л. И., Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В. и др. (2014) Структурно-фазовое состояние износостойких композиционных покрытий системы  $Cr_3C_2-NiCr$ , нанесенных с использованием многокамерной детонационной установки. *Там же*, сс. 37–42.
10. Сузуки Х. (1967) О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов. *Структура и механические свойства металлов*. Москва, Металлургия, сс. 255–260.
11. Эшби И. Ф. (1972) О напряжении Орована. *Физика прочности и пластичности*. Москва, Металлургия, сс. 88–107.
12. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. (1986) *Металлофизика высокопрочных сплавов*. Москва, Металлургия.
13. 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.
14. Армстронг Р. В. (1973) Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном. *Там же*, 11–40.
15. Petch N. J. (1953) The cleavage strength of polycrystalline. *J. Iron and Steel Inst.*, 173, 25–28.
16. Orowan E. (1954) Dislocation in metals. New York: AIME.
17. Романов О. Н. (1979) *Вязкость разрушения конструкционных сталей*. Москва, Металлургия.
18. Даровский Ю. Ф., Маркашова Л. И., Абрамов Н. П. и др. (1985) Методика утонения образцов разнородных сварных соединений для электронно-микроскопических исследований. *Автоматическая сварка*, 12, 60.
19. Stroh A. N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A*, 223, 1154, 404–415.
20. Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняева Ю. В. (1985) *Структурные уровни деформации твердых тел*. Новосибирск, Наука.
21. Conrad H. (1963) Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, 11, 75–77.



## References

1. Kulik A.Ya., Borisov Yu.S., Mnuhin A.S. et al. (1985) *Thermal spraying of composite powders*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
2. Borisov Yu.S., Borisova A.L. (1986) *Plasma powder coatings*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
3. Bartenev S.S., Fedko Yu.P., Grigorov A.I. (1982) *Detonation coatings in machine building*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
4. Pawlowski L. (2008) *The science and engineering of thermal spray coatings*. 2nd ed. John Wiley & Sons.
5. Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.V., Poleshchuk M.A. (2009) Cumulative detonation device for thermal spraying of coatings. In: *Proc. of 9th Int. Conf. on Films and Coatings-2009*, 44-46 [in Russian].
6. Miranda-Hernandez J.G., Rocha-Rangel E., Diaz de la Torre S. (2010) Synthesis, microstructural analysis, mechanical properties of alumina-matrix cermets. *J. of Silicate Based on Composite Materials*, 62(1), 2-5.
7. 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. *The Paton Welding J.*, 6/7, 22-28.
8. Markashova L.I., Shelyagin V.D., Kushnareva O.S. et al. (2014) Structure-phase condition and mechanical properties of surface layers of 38KhN3MFA steel to be formed under conditions of laser and laser-plasma alloying. In: *Proc. of 7th Int. Conf. on Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes (15-19 September 2014, Odessa, Ukraine)*, 43-47 [in Russian].
9. Markashova L.I., Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.V. et al. (2014) Structure-phase condition of wear-resistant composite coatings of  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ -NiCr system, deposited using multichamber detonation installation. *Ibid.*, 37-42 [in Russian].
10. Suzuki H. (1967) On yield strength of polycrystalline metals and alloys. In: *Structure and mechanical properties of metals*. Moscow: Metallurgiya, 255-260 [in Russian].
11. Eshby I.F. (1972) On Orowan stress. In: *Physics of strength and ductility*. Moscow, Metallurgiya, 88-107 [in Russian].
12. Goldshtein M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M. (1986) *Metallurgy of high-strength alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
13. Conrad G. (1973) Model of strain hardening for explanation of grain size effect on flow metal stress. In: *Superfine grain in metals*. Ed. by L.K. Gordienko. Moscow, Metallurgiya, 206-219 [in Russian].
14. Armstrong R.V. (1973) Strength properties of metals with superfine grain. *Ibid.*, 11-40 [in Russian].
15. Petch N.J. (1953) The cleavage strength of polycrystalline. *J. Iron and Steel Inst.*, 173, 25-28.
16. Orowan E. (1954) *Dislocation in metals*. New York: AIME.
17. Romaniv O.N. (1979) *Fracture toughness of structural steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
18. Darovsky Yu.F., Markashova L.I., Abramov N.P. et al. (1985) Procedure of thinning of specimens of dissimilar welded joints for electron microscopy examinations. *Avtomatic. Svarka*, 12, 60 [in Russian].
19. Stroh A.N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastic flow. *Proc. of the Roy. Soc. A*, 223, 1154, 404-415.
20. Panin V.E., Likhachev V.A., Grinyaeva Yu.V. (1985) *Structural levels of deformation of solids*. Novosibirsk, Nauka [in Russian].
21. 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, Ю. М. Тюрін, О. В. Колісниченко,  
О. М. Берднікова, О. С. Кушнарьова,  
Є. В. Половецький, Є. П. Тітков

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

## ВПЛИВ СТРУКТУРИ НА ВЛАСТИВОСТІ ПОКРИТТІВ З МЕХАНІЧНИХ СУМІШІВ ПОРОШКІВ $\text{Al}_2\text{O}_3$ ТА Al (або Ti), ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ БАГАТОКАМЕРНОГО ДЕТОНАЦІЙНОГО НАПИЛЕННЯ

Досліджено вплив структури і фазового складу керметних покриттів систем  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Ti(Al), отриманих із застосуванням установки багатокамерного детонаційного напилення. Аналіз особливостей структури досліджуваних покриттів виконувався з використанням оптичної металографії, аналітичної растрової, а також просвічуючої мікродифракційної електронної мікроскопії. Показано, що найбільш значний внесок у показники міцності, пластичності і тріщиностійкості досліджуваних покриттів вносять диспергування зеренної та субзеренної структур, а також розподіл зміцнюючих фаз дисперсних розмірів, що формуються. Бібліогр. 21, табл. 2, рис. 7.

**Ключові слова:** керметні покриття, багатокамерне детонаційне напилення, оксид алюмінію, структура, фазовий склад, щільність дислокацій, зміцнення, в'язкість руйнування, локальні внутрішні напруги, тріщиностійкість

L.I. Markashova, Yu.N. Tyurin, O.V. Kolisnichenko,  
E.N. Berdnikova, O.S. Kushnareva,  
E.V. Polovetskii and E.P. Titkov

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

## EFFECT OF STRUCTURE ON PROPERTIES OF $\text{Al}_2\text{O}_3$ AND Al (or Ti) MECHANICAL MIXTURE COATINGS PRODUCED BY MULTICHAMBER DETONATION SPRAYING METHOD

Effect of structure and phase composition of cermet coatings of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Ti (Al) system produced using a unit for multichamber detonation spraying was investigated. Analysis of structure peculiarities of investigated coatings was performed applying optical metallography, analytical scanning as well as transmission microdiffraction electron microscopy. It is shown that dispersion of grain and subgrain structures as well as distribution of forming hardening phases of dispersion size make the most significant contribution in the indices of strength, ductility and crack resistance of the investigated coatings. 21 Ref., 2 Tabl., 7 Fig.

**Keywords:** cermet coatings, multichamber detonation spraying, aluminum oxide, structure, phase composition, dislocation density, hardening, fracture toughness, local internal stresses, crack resistance

Поступила в редакцию 06.04.2017

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $\text{Fe}_3\text{Al}$ ДЛЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА

Ю. С. БОРИСОВ<sup>1</sup>, А. Л. БОРИСОВА<sup>1</sup>, А. Н. БУРЛАЧЕНКО<sup>1</sup>, Т. В. ЦЫМБАЛИСТАЯ<sup>1</sup>, Ц. СЕНДЕРОВСКИ<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Варшавский военный университет технологий. Польша. E-mail: csenderowski@wat.edu.pl

Исследованы физико-химические процессы, происходящие при формировании частиц интерметаллидов железа на основе  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , легированных Cr, Zr, Mg, La и Ti, в условиях механохимического синтеза. Установлено, что процесс синтеза легированных порошков протекает через ряд последовательных стадий с формированием твердых растворов и завершается образованием однофазных продуктов  $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{Cr}, \text{Zr})$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{Mg})$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{Mg}, \text{La})$  и  $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$  с нанодисперсной структурой (размер ОКР = 10...30 нм). Порошки предназначены для нанесения методами газотермического напыления и электродуговой металлизации жаростойких FeAl-покрытий. Библиогр. 12, табл. 2, рис. 10.

*Ключевые слова:* интерметаллиды на основе железа, легирование, механохимический синтез, порошки, структура, свойства, газотермическое напыление

Широкое распространение в промышленности находят интерметаллиды переходных металлов (Ni, Fe, Ti), которые характеризуются комплексом таких физических, механических и коррозионных свойств, как высокая температура плавления, высокая теплопроводность, малый удельный вес, высокое отношение прочности к плотности, сопротивление окислению при высоких температурах (вплоть до 1000 °C и выше), в том числе в агрессивных серосодержащих средах [1–3].

Особое внимание уделяется алюминидов железа на основе железа, которые стали рассматриваться в качестве заменителей жаропрочных никелевых сплавов, конкурентоспособность по отношению к которым им обеспечивает доступность и дешевизна базового компонента железа [3].

Однако недостатками алюминидов железа являются их низкие пластичность и сопротивление удару при комнатной температуре, недостаточное сопротивление ползучести в области умеренных температур [2, 3]. Одним из способов улучшения механических и физико-химических характеристик Fe–Al-интерметаллидов является введение в их состав легирующих компонентов с образованием тройных соединений, а также переход этих материалов в наноструктурное состояние [4–6]. Основной причиной низкой прочности железо-алюминиевых интерметаллидов является образование в них прослоек, состоящих в основном из двойных соединений  $\text{FeAl}_3$ , и в особенности  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ . Установлено, что введение некоторых металлов в состав интерметаллидов Fe–Al может

препятствовать образованию этих двух фаз и положительно влиять на их прочность [4].

Среди способов получения алюминидов железа особое место занимает метод механохимического синтеза (МХС). Данный метод не имеет ограничений при получении интерметаллидных соединений из элементов с большой разницей температур плавления и плотностей исходных компонентов, фаз с нанометрическим размером зерна, стабильных и метастабильных фаз [7, 8]. Порошки, полученные методом МХС, имеют химическую и фазовую однородность. Одним из путей их практического применения является использование для нанесения железо-алюминиевых жаростойких покрытий методами газотермического напыления (ГТН) [9, 10].

В данной работе исследован процесс получения, структура и свойства легированных порошков на основе интерметаллида  $\text{Fe}_3\text{Al}$ .

**Объекты исследования и методика эксперимента.** В качестве основы для получения легированных порошков был выбран состав, отвечающий интерметаллиду  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , поскольку при таком соотношении компонентов возможно получить однофазный продукт в процессе МХС без дополнительной термообработки [11].

Легирующие элементы были выбраны на основании проведенного материаловедческого анализа многокомпонентных систем Fe–Al–X, а также имеющихся результатов исследования влияния третьего элемента (или нескольких элементов) на механические, коррозионные и другие свойства сплавов системы Fe–Al [4, 5, 12].

Согласно литературным данным [4] улучшение свойств железо-алюминиевых сплавов при высоких температурах может быть осуществлено в результате таких механизмов, как формирование твердого раствора Fe–Al–X с повышенной твердостью, упрочнение Fe–Al сплава дисперсными выделениями или создание упорядоченной структуры в соединении Fe–Al–X.

В случае системы Fe–Al–Cr возможно в широких пределах концентраций осуществлять «упрочнение на твердый раствор».

Упрочнение некогерентными выделениями реализуется в системах Fe–Al–X, где растворимость в твердом состоянии третьего элемента в фазах Fe–Al ограничена (например, в системах Fe–Al–X, где X — Ti, Zr, Nb и Ta). Значительное упрочняющее влияние могут оказывать и когерентные выделения, например, в системе Fe–Al–Ni.

Наибольший интерес в качестве легирующего элемента представляет титан, в случае применения которого могут быть реализованы несколько механизмов упрочнения интерметаллида железа — упорядочение структуры, упрочнение дисперсными включениями, формирование когерентных микроструктур. Титан отличается значительной растворимостью в твердом состоянии в фазах Fe–Al, что приводит к стабилизации структуры Fe<sub>3</sub>Al по отношению к структуре FeAl при высоких температурах. Помимо упрочнения за счет упорядочения структуры в системе Fe–Al–Ti может происходить упрочнение дисперс-

ными выделениями гексагональной фазы Лавеса (Fe,Al)<sub>2</sub>Ti, либо кубической фазы  $\tau_2$  типа Mg<sub>23</sub>Th<sub>6</sub>. Кроме того, в системе Fe–Al–Ti имеется определенный диапазон состава, где образуются когерентные структуры [4]. Кроме титана, в настоящей работе для легирования порошков на основе интерметаллида Fe<sub>3</sub>Al были использованы такие элементы, как хром и цирконий с возможностью упрочнения твердого раствора, а также магний и лантан, где можно ожидать упрочнение некогерентными соединениями.

В качестве исходных материалов использовали порошок железа, порошки алюминиевых сплавов (мас. %): Al1,5Cr1Zr, Al5Mg и Al5Mg1La, полученные методом распыления расплава азотом, а также порошок интерметаллида Ti35Al (Т65Ю35), полученный методом кальцийгидридного восстановления оксидов.

Форма частиц порошков алюминиевых сплавов как полученных распылением расплава азотом, так и методом кальцийгидридного восстановления близка к сферической, а их структура отличается однородностью и отсутствием внутренних пор (рис. 1). При введении в смесь порошков для процесса МХС использовали фракцию с размером частиц 40...100 мкм.

Методом рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) было установлено, что во всех исходных алюминиевых сплавах, за исключением титан-алюминиевого, структура материала представляет собой решетку алюминия с незначитель-

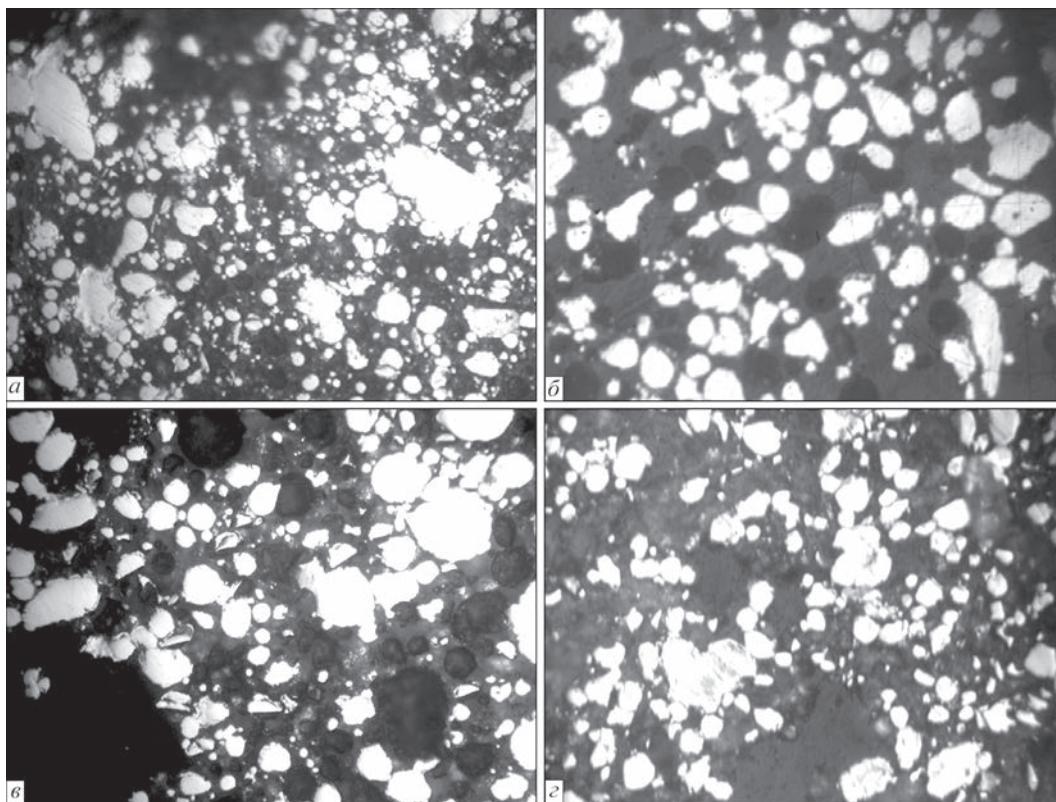


Рис. 1. Микроструктура ( $\times 400$ ) частиц порошков алюминиевых сплавов: Al1,5Cr1Zr (а), Al5Mg (б), Al5Mg1La (в), Ti35Al (г)



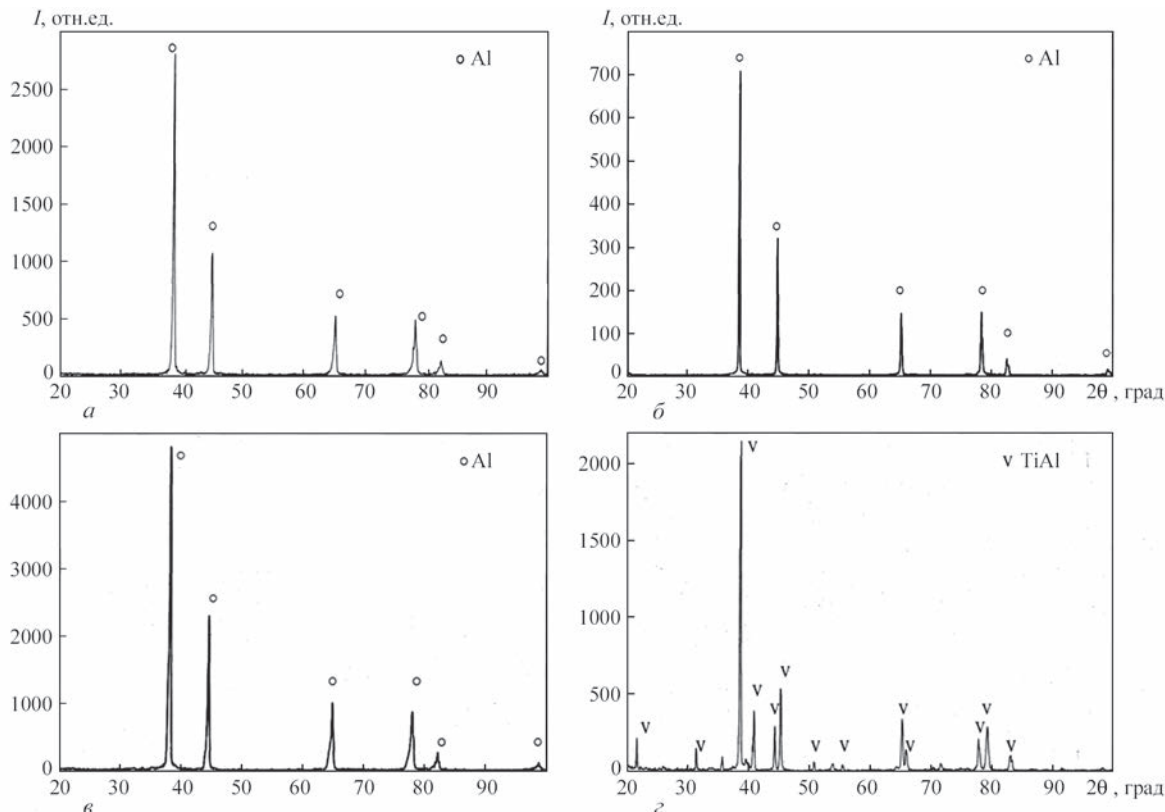


Рис. 2. Рентгенограммы порошков алюминиевых сплавов: а — Al1,5Cr1Zr; б — Al5Mg; в — Al5Mg1La; з — Ti35Al

Т а б л и ц а 1. Характеристика исходных порошков

Исходный порошок	Химический состав, мас. %	Микротвердость, МПа	Фазовый состав, параметр решетки*
ПЖР	99Fe; 0,05C; 0,05Si	1500±230	Fe
Al1,5Cr1Zr	97,5Al; 1,5Cr; 1,0Zr	3550±470	Тв. р-р Cr и Zr в Al, $a = 0,4052$ нм
Al5Mg	95,0Al; 5,0Mg	4920±510	Тв. р-р Mg в Al, $a = 0,4072$ нм
Al5Mg1La	94,0Al; 5,0Mg; 1,0La	5780±1220	Тв. р-р Mg и La в Al, $a = 0,4068$ нм
Ti35Al	62,5Ti; 37,5Al	4400±1400	TiAl, $a = 0,3986$ нм, $c = 0,4085$ нм

\* параметр решетки алюминия  $a = 0,4050$  нм.

ным изменением ее параметра, что может свидетельствовать о наличии в них твердых растворов на основе алюминия (рис. 2, а–в, табл. 1). В случае интерметаллида титан-алюминия (рис. 2, з) в порошке обнаружена одна фаза — TiAl ( $\gamma$ -фаза).

Процесс МХС проводили в планетарной мельнице «Активатор 2SL». Отношение массы шаров к массе порошка составляло 10:1. Центральная ось трибореактора мельницы вращалась со скоростью 1000 об/мин, барабаны вокруг своей оси — со скоростью 1500 об/мин. Детали барабана и размольные тела изготовлены из стали ШХ15. Процесс МХС осуществляли в воздушной среде. Для устранения налипания обрабатываемой шихты на размольные тела и стенку барабана, а также интенсификации процесса синтеза новых фаз в смесь добавляли поверхностно-активное вещество (ПАВ) — олеиновую кислоту.

Количество порошка алюминиевого сплава, вводимого в смесь с железным порошком, было выбрано с целью образования при МХС интерметаллидов  $Fe_3(Al,X)$  в случае AlCrZr, AlMg и

AlMgLa, что соответствует 14 мас. % Al-сплава и  $(Fe, Ti)_3Al$  в случае интерметаллида TiAl. В последнем случае количество вводимого TiAl составило 39,2 мас. %.

**Результаты и обсуждение.** Структурные и фазовые превращения, происходящие в процессе МХС, изучали на частицах порошков, извлеченных из барабана через определенные промежутки времени.

Металлографические исследования смесей порошков показали, что как и в случае с нелегированными порошками системы Fe–Al [9], на начальных этапах процесса МХС происходит дробление крупных частиц и формируются конгломераты, состоящие из исходных компонентов. В дальнейшем происходит измельчение образовавшихся конгломератов и через 5 ч обработки частицы приобретают неправильную, оскольчатую форму с размером частиц <40 мкм (рис. 3).

Исследование гранулометрического состава порошков, проведенное при помощи прибора для определения дисперсности АСОД-300, показало,

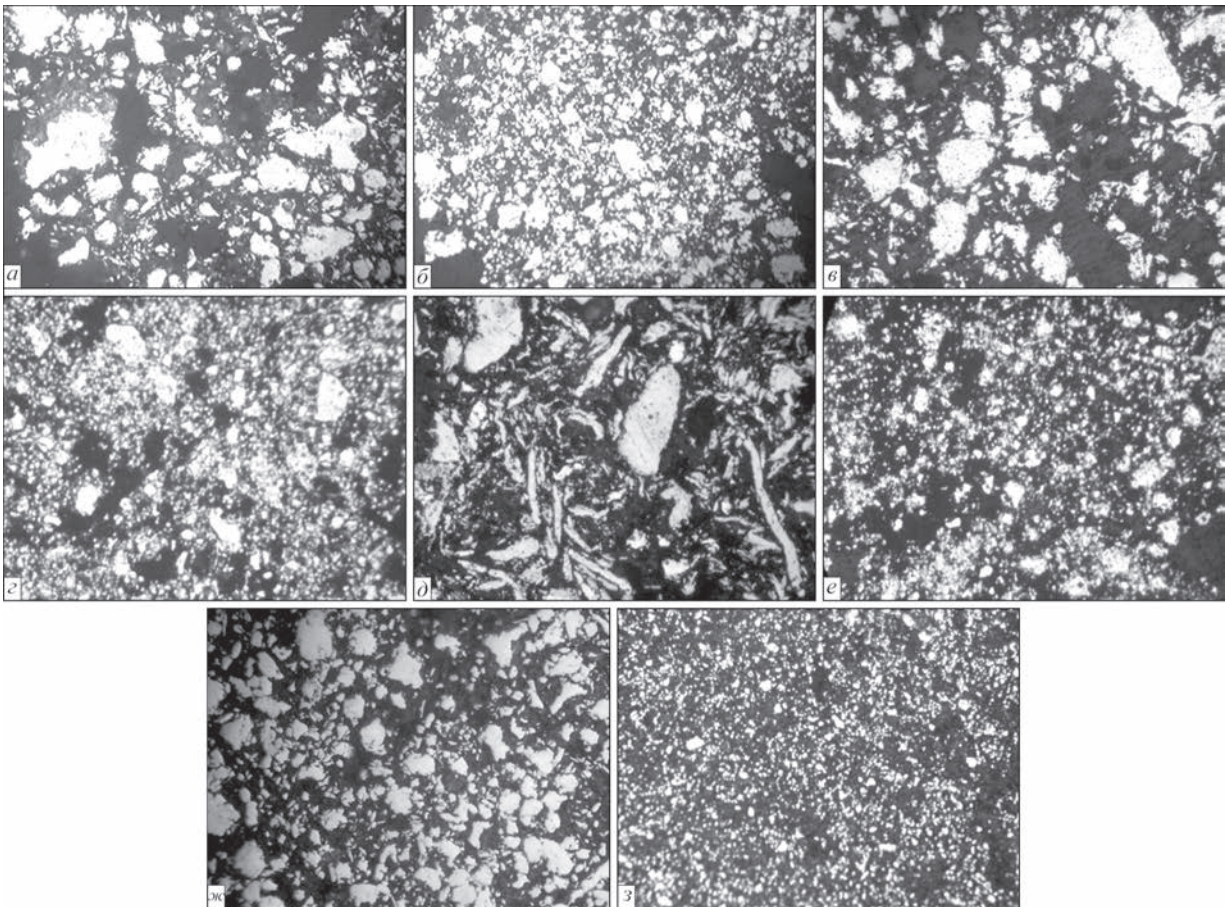


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 400$ ) частиц легированных порошков, полученных из шихты: 86Fe + 14Al1,5Cr1Zr (a, б), 86Fe + 14Al5Mg (в, з), 86Fe + 14Al5Mg1La (д, е), 60,8Fe + 39,2TiAl (ж, з) в планетарной мельнице в течение 0,5 (a, в, д, ж) и 5,0 ч (б, з, е, з)

что уже через 1,5 ч обработки более 50 % массы частиц измельчается до размера  $< 30$  мкм, а спустя 5 ч приблизительно 76 % частиц имеет размер  $< 20$  мкм (рис. 4).

Исследование внешнего вида порошков – продуктов МХС на сканирующем электронном микроскопе (рис. 5) показало, что не только крупные, но и большинство мелких ( $< 20$  мкм) частиц представляют собой конгломераты, состоящие из частиц размером 1...2 мкм.

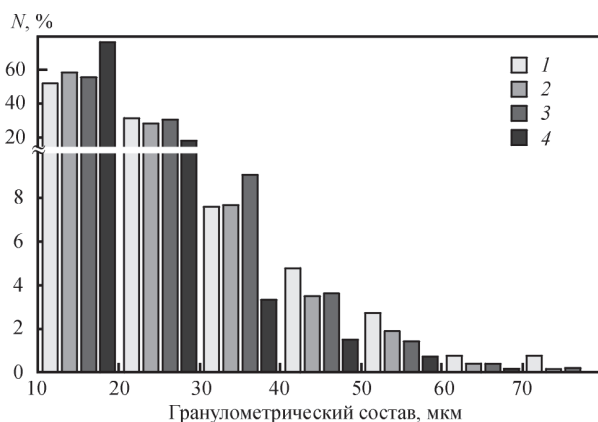


Рис. 4. Гистограмма распределения  $N$  размера частиц порошков-продуктов МХС состава  $\text{Fe}_3\text{Al}$  в зависимости от времени обработки: 1 — 0,5; 2 — 1,5; 3 — 3,0; 4 — 5,0 ч

При изучении внутренней структуры во всех порошках, полученных методом МХС, были выявлены частицы трех типов: недостаточно плотные частицы конгломератного типа с различимыми межзеренными границами (рис. 6, а); частицы со слоистой структурой плотные, но неоднородные по окраске и, вероятно, по составу (рис. 6, б) и монолитные, однородные по составу частицы (рис. 6, в).

Частицы первого типа преобладают в порошках на начальных (0,5...1,5 ч обработки) этапах синтеза. После пятичасовой обработки продукты

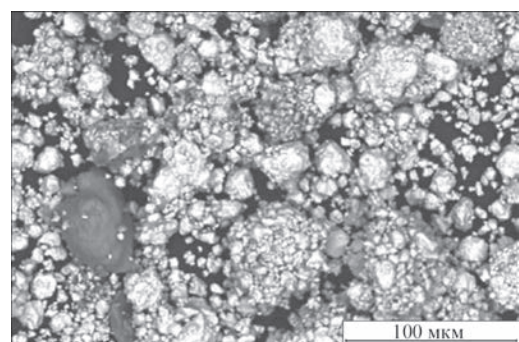


Рис. 5. Внешний вид частиц порошка-продукта МХС, полученного после пятичасовой обработки шихты Fe+TiAl в планетарной мельнице



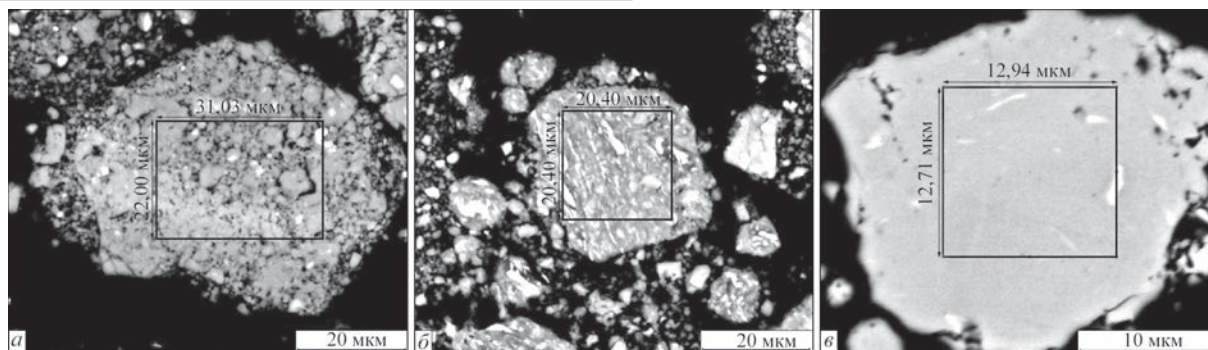


Рис. 6. Типы структур порошков на начальной (а), промежуточной (б) и конечной стадии процесса МХС

МХС состоят из частиц монолитных, однородных по структуре и составу.

Методом рентгеноструктурного фазового анализа (рис. 7, табл. 2) было установлено, что в процессе МХС в смесях железа с алюминиевыми сплавами AlCrZr, AlMg и AlMgLa через 5 ч обработки формируются частицы, представляющие собой твердые растворы легирующих элементов в решетке интерметаллида  $\text{Fe}_3\text{Al}$ . В случае МХС в смеси железа с титан-алюминиевым интерметаллидом образуется сложный алюминид железа-титана —  $(\text{Fe},\text{Ti})_3\text{Al}$  [12].

Микродюретрические исследования полученных продуктов МХС показали, что увеличение их микротвердости происходит в процессе обработки порошков. При этом максимальный рост значения микротвердости происходит при обработке смеси порошков в течение первых 1,5 ч (табл. 2, рис. 8), что связано с изменением

дисперсности структуры, о чем свидетельствуют уменьшение размера частиц и области когерентного рассеяния.

В ранее проведенных исследованиях фазовых и структурных превращений при синтезе интерметаллидов системы Fe–Al методом МХС [11] было показано, что процесс состоит из ряда последовательных стадий: 1 — измельчение частиц исходных порошков Fe и Al и образование конгломератов; 2 — межфазное взаимодействие компонентов с образованием твердого раствора Al в Fe; 3 — образование смеси твердого раствора Fe(Al) и интерметаллидной фазы  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ; 4 — формирование однофазного продукта  $\text{Fe}_3\text{Al}$ . Из анализа данных РСФА, полученных в настоящей работе, следует, что подобный механизм имеет место и при синтезе легированных порошков  $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{Cr},\text{Zr})$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{Mg})$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}(\text{Mg},\text{La})$ . Во всех трех случаях образуется решетка  $\text{Fe}_3\text{Al}$  с несколько отличными значениями параметра и по-

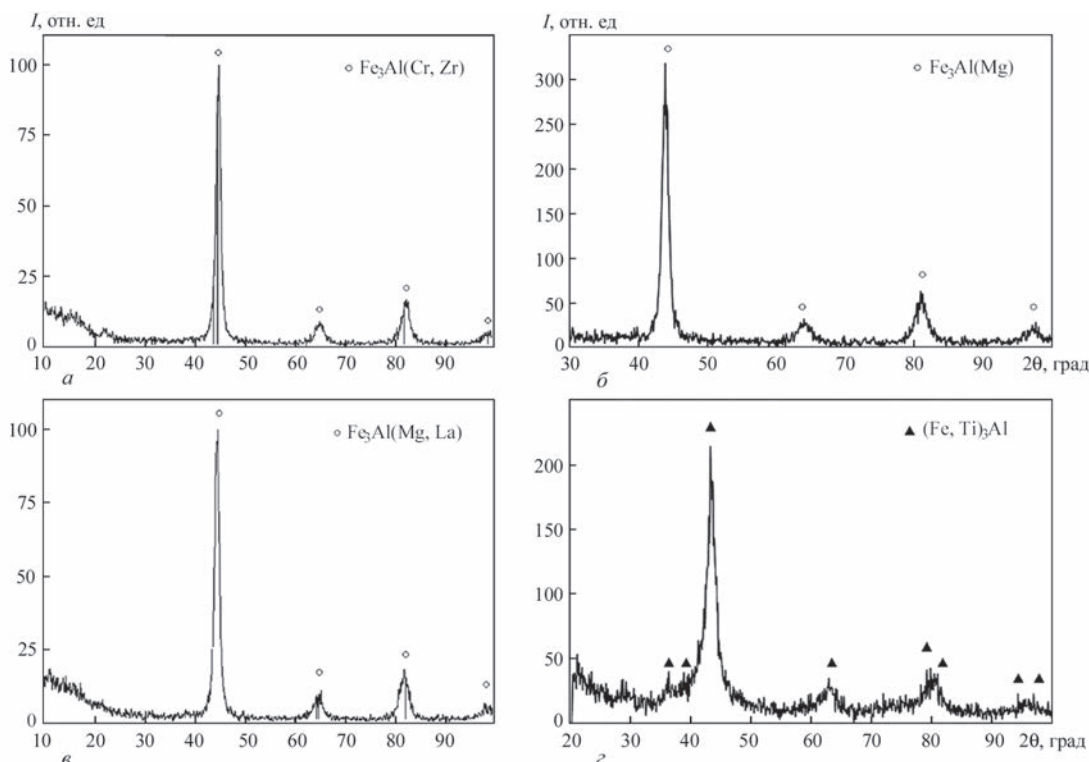


Рис. 7. Рентгенограммы порошков, полученных методом МХС в планетарной мельнице в течение 5 ч из смесей (мас. %): а — 86Fe + 14Al15Cr1Zr, б — 86Fe + 14Al15Mg, в — 86Fe + 14Al15Mg1La, г — 60,8Fe + 39,2TiAl



Таблица 2. Характеристика легированных порошков на основе интерметаллида  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , полученных методом МХС

Состав смеси, мас. %	Время размола, ч	Продукт МХС		
		Микротвердость* $HV_{0,01}$ , МПа	Фазовый состав	Параметр решетки $a^*$ , нм
1	2	3	4	5
86Fe + 14Al1,5Cr1Zr	0,5	1680±440	Fe, тв. р-р Cr и Zr в Al	-
	1,5	3490±1040	-	-
	3	3550±710	-	-
	5	3840±800	Тв. р-р Cr и Zr в $\text{Fe}_3\text{Al}$	0,5974
86Fe + 14Al5Mg	0,5	2300±400	Fe, тв. р-р Mg в Al	-
	1,5	5320±730	-	-
	3	4590±1050	-	-
	5	4630±950	Тв. р-р Mg в $\text{Fe}_3\text{Al}$	0,5812
86Fe + 14Al5Mg1La	0,5	980±240	Fe, тв. р-р Mg и La в $\text{Fe}_3\text{Al}$	-
	1,5	3860±500	-	-
	3	3950±1120	-	-
	5	5580±840	Тв. р-р Mg и La в $\text{Fe}_3\text{Al}$	0,5792
60,8Fe + 39,2TiAl	0,5	4400±1400	FeTi, FeAl	-
	1,5	7830±2070	-	-
	3	7170±1960	-	-
	5	7600±2190	$(\text{Fe,Ti})_3\text{Al}$	0,2937

\* В случае продукта МХС с составом  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $HV_{0,01}$  — 4060±1010 МПа,  $a = 0,5787$  нм.

вышенной микротвердостью (табл. 2), что связано с образованием твердых растворов легирующих элементов в решетке  $\text{Fe}_3\text{Al}$ . В системе Fe–TiAl фазовые превращения в процессе МХС сопровождаются постепенным снижением содержания в шихте TiAl, образованием ферротитана и растворением Al в его решетке (рис. 9) вплоть до образования интерметаллида  $(\text{Fe,Ti})_3\text{Al}$ . Помимо увеличения параметра решетки твердого раствора от 0,2870 до 0,2937 нм, наблюдается уширение линий как интерметаллида  $(\text{Fe,Ti})_3\text{Al}$ , так и TiAl вплоть до полного исчезновения последнего при пятичасовой обработке шихты.

При МХС происходит как дробление частиц порошков, так и их деформация, поэтому уширение линий отражения на рентгенограммах может быть следствием обеих этих причин. Разделение этих эффектов, как известно, основано на разной зависимости прироста уширения линий от величины брэгговского угла  $\theta$ . В настоящей работе проводили оценку области когерентного рассея-

ния (ОКР) продуктов МХС после обработки порошков системы Fe–TiAl в течение 0,5...5,0 ч. Ширину линий отражения измеряли на половине их высоты с исправлением на их дублетность.

Для учета инструментального уширения линий в аналогичных условиях снимали эталон, в качестве которого использовали порошок особо чистого карбонильного железа. Тогда истинное уширение  $\beta$  рентгеновских линий образца составит

$$\beta = \sqrt{B^2 - b^2},$$

где  $B$  — экспериментальная ширина линий исследуемого образца;  $b$  — ширина линий эталона.

Значения ОКР определяют по формуле Шеррера  $D = \kappa \cdot \lambda / \beta \cdot \cos \theta$ , где  $\kappa \approx 1$  — константа Шеррера;  $\lambda$  — длина волны используемого излучения (для  $\text{CuK}_\alpha$   $\lambda = 0,15418$  нм);  $\theta$  — угол отражения.

Проведенные оценки показали, что на всех стадиях синтеза интерметаллидов системы Fe–Ti–Al, проведенного методом МХС, формируется продукт с нанодисперсной структурой (ОКР 10...40 нм). Примерно такие же значения ОКР, а именно 10...30 нм, были получены при использовании программы гармонического анализа PDXL, которой снабжена рентгеновская установка Rigaku (ОКР при увеличении времени МХС от 0,5 до 5 ч уменьшается с 30 до 10 нм).

Таким образом, можно утверждать, что при получении легированных порошков на базе интерметаллида  $\text{Fe}_3\text{Al}$  путем технологии МХС формируется продукт с нанодисперсной структурой.

Влияние легирования на жаростойкость порошков интерметаллида  $\text{Fe}_3\text{Al}$  исследовали на дегриватографе марки Q-1500 D (Венгрия) в атмосфере воздуха при скорости нагрева 10 град/мин до

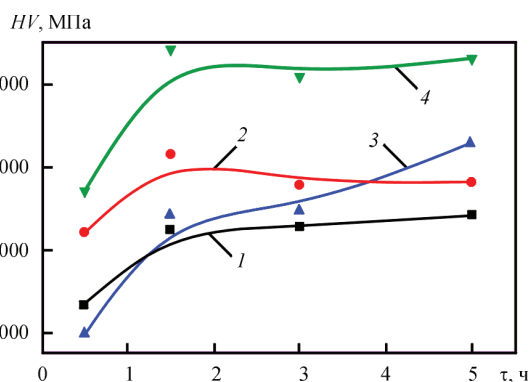


Рис. 8. Влияние времени обработки на микротвердость продуктов МХС — порошков, полученных из смесей: 1 — 86Fe + 14Al1,5Cr1Zr; 2 — 86Fe + 14Al5Mg; 3 — 86Fe + 14Al5Mg1La; 4 — 60,8Fe + 39,2TiAl

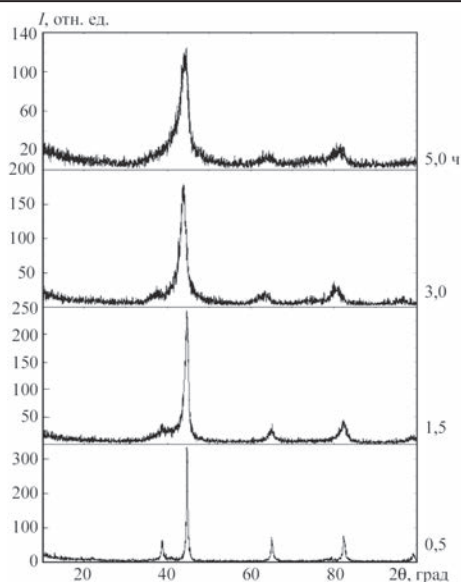


Рис. 9. Рентгенограммы продуктов МХС порошковой смеси (мас. %) 61Fe + 39TiAl в зависимости от времени обработки температуры 1000 °С. Навеску порошка помещали в предварительно прокаленный до необходимой температуры тигель из  $ZrO_2$ , площадь поперечного сечения которого составляла  $1 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$ , и непрерывно взвешивали в течение всего термического цикла с точностью  $5 \cdot 10^{-4} \text{ г}$ .

Одной из особенностей окисления порошков в результате их спекания является уменьшение свободной поверхности в процессе термического цикла. В связи с отсутствием математической зависимости ее изменения для исследуемых материалов величину удельного привеса определяли как отношение увеличения массы образца к величине исходной навески.

Сравнивая термогравиметрические кривые легированных порошков с нелегированным  $Fe_3Al$  (рис. 10), можно оценить влияние легирующих элементов на температуру начала процесса и на интенсивность его протекания во всем температурном интервале в сравнении с  $Fe_3Al$ . Такие элементы как Mg, Mg+La, Cr+Zr повышают температуру начала окисления с 300 до 500...540 °С, при этом интенсивность окисления снижается. При легировании титаном температура начала окисления, наоборот, снижается, а интенсивность окисления существенно возрастает. Таким образом, по стойкости к окислению исследованные порошки следует расположить в ряд  $(Fe, Ti)_3Al \rightarrow Fe_3Al \rightarrow Fe_3Al(Mg) \rightarrow Fe_3Al(Cr, Zr)$ .

## Выводы

1. Порошки алюминидов железа, легированных Ti, Mg, Cr, Zr, La, получены методом механохимического синтеза путем введения в шихту алюми-

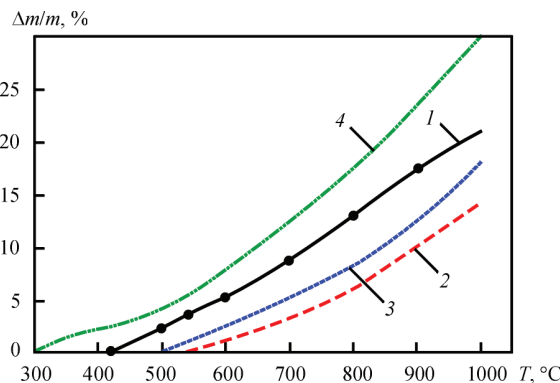


Рис. 10. Удельное увеличение массы порошков при нагреве на воздухе: 1 —  $Fe_3Al$ ; 2 —  $Fe_3Al(Cr, Zr)$ ; 3 —  $Fe_3Al(Mg)$ ; 4 —  $(Fe, Ti)_3Al$

ниевых сплавов (Al5Mg, Al11, 5Cr1Zr, Al5Mg1La) или алюминид титана ( $TiAl$ ).

2. Механизм формирования частиц легированных порошков на основе интерметаллида  $Fe_3Al$ , как и в случае нелегированных частиц  $Fe_3Al$ , состоит из ряда последовательных стадий: формирование конгломератов из смеси исходных порошков Fe и Al-сплавов, образование твердых растворов легирующих элементов Mg, Cr, Zr и La в решетке  $Fe_3Al$  или твердого раствора Al в решетке FeTi, превращение твердых растворов в однофазные продукты  $Fe_3Al(Cr, Zr)$ ,  $Fe_3Al(Mg)$ ,  $Fe_3Al(Mg, La)$ ,  $(Fe, Ti)_3Al$ , имеющие нанодисперсную структуру (размер ОКР = 10...30 нм).

3. При легировании  $Fe_3Al$  порошка магнием, лантаном и особенно титаном наблюдается повышение их микротвердости. Стойкость порошков к окислению, измеренная в неизотермических условиях при нагреве на воздухе до 1000 °С, возрастает для всех легирующих элементов, кроме титана.

4. Разработанные порошки из легированного алюминид железа, полученные методом механохимического синтеза, предназначены для нанесения жаростойких газотермических покрытий, в том числе для применения в серосодержащих средах (в виде порошков или в виде наполнителя для порошковой проволоки).

## Список литературы

1. Синельникова В. С., Подергин В. А., Речкин В. Н. (1965) *Алюминиды*. Киев, Наукова думка.
2. Deevi S. C., Sikka V. K. (1996) Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*, **4**, 357–375.
3. Stoloff N. S. (1998) Iron aluminides: present status and future prospects. *Mater. Sci. Eng., A*, **258**, 1–14.
4. Palm M. (2005) Concepts derived from phase diagram studies for the strengthening of Fe–Al-based alloys. *Intermetallics*, **13**, 1286–1295.
5. Hadeef F. (2016) Solid-state reactions during mechanical alloying of ternary Fe–Al–X (X = Ni, Mn, Cu, Ti, Cr, B, Si) systems: A review. *J. Magn. Magn. Mater.*, **419**, 105–118.
6. Guilemany J. M., Cinca N., Casas L., Molins E. (2009) Ordering and disordering processes in MA and MM intermetallic iron aluminide powders. *J. Mater. Sci.*, **4**, 2152–2161.

7. Борисова А. Л., Адеева Л. И., Туник А. Ю. и др. (2009) Исследование порошков системы Al-Cu-Fe-Ti-Cr-Si для газотермического напыления, полученных механохимическим синтезом с последующим отжигом. *Порошковая металлургия*, **9-10**, 31-42.
8. Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Адеева Л. И. и др. (2010) Получение порошков для газотермических покрытий методами механического легирования и механохимического синтеза. *Сварочное производство*, **12**, 18-22.
9. Magné A., Offergeld E., Leroy M., Lefort A. (1998) Fe-Al intermetallic coating application to thermal energy conversion advanced systems. *Proc. of the 15th ITSC, Nice, France*, cc. 1091-1096.
10. Xiao Ch. (2006) Sulfidation resistance of CeO<sub>2</sub>-modified HVOF sprayed Fe-Al coatings at 700 °C. *Surf. Coat. Technol.*, **201**, 3625-3632.
11. Борисова А. Л., Тимофеева И. И., Васильковская М. А. и др. (2015) Фазовые и структурные превращения при формировании порошков интерметаллидов системы Fe-Al методом механохимического синтеза. *Порошковая металлургия*, **7-8**, 135-143.
12. Rafiei M., Enayati M. N., Karimzadeh F. (2009) Characterization and formation mechanism of nanocrystalline (Fe,Ti)<sub>3</sub>Al intermetallic compound prepared by mechanical alloying. *J. of Alloys and Compounds*, **480**, 392-396.

## References

1. Sinelnikova V.S., Podergin V.A., Rechkin V.N. (1965) *Aluminides*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Deevi S.C., Sikka V.K. (1996) Nickel and iron aluminides: An overview on properties, processing and applications. *Intermetallics*, **4**, 357-375.
3. Stoloff N.S. (1998) Iron aluminides: present status and future prospects. *Mater. Sci. Eng., A*, **258**, 1-14.
4. Palm M. (2005) Concepts derived from phase diagram studies for the strengthening of Fe-Al-based alloys. *Intermetallics*, **13**, 1286-1295.
5. Hadeff F. (2016) Solid-state reactions during mechanical alloying of ternary Fe-Al-X (X = Ni, Mn, Cu, Ti, Cr, B, Si) systems. A review. *J. Magn. Magn. Mater.*, **419**, 105-118.
6. Guilemany J.M., Cinca N., Cassas L., Molins E. (2009) Ordering and disordering processes in MA and MM intermetallic iron aluminide powders. *J. Mater. Sci.*, **44**, 2152-2161.
7. Borisova A.L., Adeeva L.I., Tunik A.Yu. et al. (2009) Investigation of powders of Al-Cu-Fe-Ti-Cr-Si system for thermal spraying produced by mechanochemical synthesis with subsequent annealing. *Poroshk. Metallurgiya*, **9-10**, 31-42.
8. Borisov Yu.S., Borisova A.L., Adeeva L.I. et al. (2010) Production of powders for thermal coatings by methods of mechanical alloying and mechanochemical synthesis. *Svarochn. Proizvodstvo*, **12**, 18-22 [in Russian].
9. Magné A., Offergeld E., Leroy M., Lefort A. (1998) Fe-Al intermetallic coating application to thermal energy conversion advanced systems. In: *Proc. of 15th ITSC (Nice, France)*, 1091-1096.
10. Xiao Ch. (2006) Sulfidation resistance of CeO<sub>2</sub>-modified HVOF sprayed Fe-Al coatings at 700 °C. *Surf. Coat. Technol.*, **201**, 3625-3632.
11. Borisova A.L., Timofeeva I.I., Vasilkovskaya M.A. et al. (2015) Phase and structure transformations in formation of powders of Fe-Al system intermetallics using mechanochemical synthesis method. *Poroshk. Metallurgiya*, **7-8**, 135-143 [in Russian].
12. Rafiei M., Enayati M.N., Karimzadeh F. (2009) Characterization and formation mechanism of nanocrystalline (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al intermetallic compound prepared by mechanical alloying. *J. of Alloys and Compounds*, **480**, 392-396.

Ю. С. Борисов<sup>1</sup>, А. Л. Борисова<sup>1</sup>, А. Н. Бурлаченко<sup>1</sup>,  
Т. В. Цимбаліста<sup>1</sup>, Ц. Сендеровскі<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Варшавський військовий університет технологій, Польща.

E-mail: csenderowski@wat.edu.pl

## СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЛЕГОВАНИХ ПОРОШКІВ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДУ Fe<sub>3</sub>Al ДЛЯ ГАЗОТЕРМІЧНОГО НАПИЛЕННЯ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ МЕХАНОХІМІЧНОГО СИНТЕЗУ

Досліджено фізико-хімічні процеси, що відбуваються при формуванні частинок інтерметалідів заліза на основі Fe<sub>3</sub>Al, легуваних Cr, Zr, Mg, La і Ti, в умовах механохімічного синтезу. Встановлено, що процес синтезу легуваних порошків протікає через ряд послідовних стадій і завершується утворенням однофазних продуктів Fe<sub>3</sub>Al (Cr, Zr), Fe<sub>3</sub>Al (Mg), Fe<sub>3</sub>Al (Mg, La) та (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al з нанодисперсною структурою. Порошки призначені для нанесення методами газотермічного напылення і електродугової металізації жаростійких FeAl-покріттів. Бібліогр. 12, табл. 2, рис. 10.

**Ключові слова:** інтерметаліди на основі заліза, легування, механохімічний синтез, порошки, структура, властивості, газотермічне напылення

Yu.S. Borisov<sup>1</sup>, A.L. Borisova<sup>1</sup>, A.N. Burlachenko<sup>1</sup>,  
T.V. Tsymbalistaya<sup>1</sup>, C. Senderowski<sup>2</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Military University of Technology in Warsaw, Poland.

E-mail: csenderowski@wat.edu.pl

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF ALLOYED POWDERS BASED ON Fe<sub>3</sub>Al INTERMETALLIC FOR THERMAL SPRAYING PRODUCED USING MECHANOCHEMICAL SYNTHESIS METHOD

Physical-chemical processes taking place in formation of particles of iron intermetallics based on Fe<sub>3</sub>Al alloyed with Cr, Zr, Mg, La and Ti under mechanochemical synthesis conditions were investigated. It is determined that process of synthesis of alloyed powders passes a range of sequential stages with formation of solid solutions and finishes with formation of single-phase Fe<sub>3</sub>Al(Cr, Zr), Fe<sub>3</sub>Al (Mg), Fe<sub>3</sub>Al (Mg, La) and (Fe, Ti)<sub>3</sub>Al products with nanodispersed structure (size of CSR = 10-30 nm). The powders are designed for deposition of heat-resistant FeAl-coatings using thermal spraying and electric arc metallizing methods. 13 Ref., 12 Tabl., 10 Fig.

**Keywords:** iron-based intermetallics, alloying, mechanochemical synthesis, powders, structure, properties, thermal spraying

Поступила в редакцию 18.05.2017



## РЕЗУЛЬТАТЫ ВНЕДРЕНИЯ ОРБИТАЛЬНОЙ СВАРКИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ И РЕМОНТЕ ТОНКОСТЕННЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

П. Д. ЖЕМАНЮК, И. А. ПЕТРИК, С. Л. ЧИГИЛЕЙЧИК

АО «Мотор Сич». 69068, г. Запорожье, просп. Моторостроителей, 15. E-mail: motor@motorsich.com

Проанализированы применяемые способы получения неразъемного соединения тонкостенных трубопроводов авиационных газотурбинных двигателей. Отмечены особенности использования механизированных и автоматизированных технологий соединения. Выполнены экспериментальные работы по обработке технологии орбитальной сварки неповоротных стыков труб с толщиной стенки от 0,5 до 1 мм, обеспечивающей высокое качество соединений и производительность сварки. Разработанная технология орбитальной сварки труб на весу используется в серийном производстве в АО «Мотор Сич». Библиогр. 5, табл. 2, рис. 4.

*Ключевые слова:* авиадвигатели, труба, орбитальная сварка, пайка

Основной задачей при проектировании и производстве авиационного двигателя (АД) является обеспечение его ресурса. Ресурс АД определяется долговечностью его конструктивных элементов. На долю трубопроводов внешней обвязки АД (в связи с повреждениями в зоне сварных и паяных швов) приходится около 7 % отказов АД [1, 2].

Типичные повреждения трубопроводов внешней обвязки двигателя: усталостные трещины; изломы, забоины, вмятины; разрушения, связанные с дефектами сварных и паяных швов; коррозионные повреждения паяных конструкций.

Все эти дефекты условно можно разделить, как связанные с производством, эксплуатацией и конструкцией.

Основные способы сварки и пайки, ранее применяемые при изготовлении и ремонте трубопроводов АД (ручная аргодуговая сварка (АДС), индукционная и газовая пайка), имеют при этом ряд технологических трудностей, влияющих на стабильность процесса и качество швов:

газовая пайка — человеческий фактор, необходимость удаления остатков флюса и необходимость применения специального метода контроля;

АДС — человеческий фактор, сложность сварки встык труб малых толщин (0,5...1,0 мм), из-за сложной конфигурации большинства труб невозможность их вращения во время сварки (неповоротный стык), высокая трудоемкость процесса;

индукционная пайка — существенно ограничена область применения из-за невозможности пайки деталей сложной конфигурации в стальной оснастке.

Актуальность данной проблемы связана с получением при сварке трубопроводов внешней обвязки АД сварных и паяных швов с высокой прочностью и стабильным качеством.

Для решения проблем, связанных с повышением стабильности качества сварных и паяных соединений, на предприятии принято решение о механизации и автоматизации процессов получения неразъемных соединений.

Таким образом, перед технологами стояла проблема механизации процессов сварки и пайки и улучшения за счет этого качества продукции, получения соединений, более устойчивых к усталостным нагрузкам.

Из условий усталостной прочности наиболее приемлемыми являются паяные соединения и сварка встык [2].

Следует отметить, что механизация газовой пайки затруднительна, так как требует громоздкого и сложного в эксплуатации оборудования, специальной аппаратуры. Для механизации сварки неповоротных стыков труб в последнее время в мире широко применяется орбитальная сварка [3, 4]. Широкое распространение этого метода сварки труб связано с тем, что данный метод обеспечивает нужную глубину проплавления и форму провара, качественно формирует корень шва, поддерживает дугу в необходимом состоянии и обеспечивает одинаковые в любых направлениях условия сварки. Понятие «орбитальная сварка» обозначает выполнение кольцевых сварочных швов на закрепленной детали. При этом сварочная горелка движется вокруг трубы по определенной круговой орбите.

Известные в отечественной и мировой практике применение орбитальной сварки на момент создания проекта (2003 г.) — применение сварки стыковых соединений труб на весу с толщиной стенки от 1 мм [3–5].

Таблица 1. Требования к подготовке кромок под орбитальную сварку

Тип сварочной головки	Толщина стенки $S$ , мм	$b$ , мм	$l_1$ , мм	$l_2$ , мм
Открытая	$\leq 1,0$ 1,0...1,5 1,5...3,0	0...0,10 0...0,15 0...0,20	$\geq 100$	$\geq 5$
Закрытая	$\leq 1,0$ 1,0...1,5 1,5...3,0	0...0,10 0...0,15 0...0,20	$\geq 19$	$\geq 19$

Примечание:  $b$  — зазор под сварку;  $l_1$  — длина необходимого прямолинейного участка;  $l_2$  — расстояние от сварочного стыка до арматуры.

Целью настоящей работы явилось рассмотрение особенностей технологии механизации процессов получения неразъемных соединений труб.

При этом необходимо было обосновать целесообразность замены газовой пайки и АДС на автоматическую АДС (ААДС) по критериям прочности и работоспособности; выработать основные принципы проектирования соединений орбитальной сварки при переходе с АДС и пайки, а также при ремонте; предложить основные технологические подходы при сварке труб встык сложной конфигурации, обеспечивающие получение сварных швов высокого качества на весу с толщиной стенок от 0,5 до 1 мм; внедрить новый техпроцесс в существующий производственный цикл изготовления трубопроводов.

Предполагалось, что будет обеспечено повышение производительности или сохранение ее на прежнем уровне; обеспечены требуемые условия сборки под орбитальную сварку за счет применения современных технологий торцовки, калибровки, спецоснастки для центровки и сборки; сформированы требования к выбору оборудования (основного и вспомогательного) на основе поставленных технологических задач.

Технология должна была обеспечить стабильное качество и высокую усталостную прочность сварных соединений; повышение ресурса работы трубопроводов; расширение областей применения автоматической орбитальной сварки при изготовлении и ремонте трубопроводов АД.

Эксперименты проводили на тонкостенных деталях (трубопроводы, ниппели, штуцеры), изготовленных из сталей 12Х18Н10Т и 14Х17Н2. Сварку проводили на

комплексе специального оборудования, в состав которого входили: источники питания для сварки (фирм Fronius и Polysoude) с блоком программного управления и набором головок для сварки различных конструкций труб и типов соединений (фирма Polysoude). Для получения сварных швов с усилением применяются сварочные головки открытого типа (MU IV 38 и MU IV 115), а без усиления головки закрытого типа (MW40 и MW 65). Испытания усталостной прочности проводили согласно ОСТ 1.41972-80.

В результате проведенных экспериментов разработан и внедрен техпроцесс орбитальной сварки трубопроводов АД, основными этапами которого являются: подготовка кромок под сварку; сборка; сварка; контроль качества сварки.

Подготовка кромок и сборка под сварку осуществляется в соответствии с требованиями, представленными в табл. 1.

Для обеспечения необходимого зазора под сварку (см. табл. 1) использовали отрезные и торцевальные станки (фирм Georg Fisher и Protom), полностью исключая ручную подготовку кромок под сварку, после обработки, на которых перпендикулярность торца трубы не превышала 0,1 мм относительно оси трубы.

Сборка и последующая прихватка осуществлялась в специальных центраторах (рис. 1). Смещение кромок под сварку стыковых соединений должно быть не более  $0,1S$ . Контроль качества сварных швов, выполненных орбитальной сваркой, проводится внешним осмотром, аппаратным контролем режимов сварки и, в зависимости от ответственности и назначения трубопроводов, одним из неразрушающих методов контроля:

для топливных трубопроводов — 100%-й рентгенконтроль, испытания на герметичность;

для масляных трубопроводов — 20%-й рентгенконтроль, испытания на герметичность;

для воздушных трубопроводов — рентгенконтроль одной детали от партии.

Аппаратный контроль заключается в сверке текущих режимов сварки, которые выводятся на принтер с режимами, занесенными в технологию.

Усталостная прочность является основным критерием в обеспечении надежной работы трубопровода в составе АД. Поэтому основной аргументацией при внедрении орбитальной сварки для конструктора — обеспечение высоких прочностных характеристик сварных соединений при действии циклических знакопеременных нагрузок. С этой целью были проведены опытные работы по определению предела выносливости трубопроводов различной конфигурации. Проверка выполнялась в диапазоне диаметров от 10 до 80 мм по ОСТ 1.41972-80.

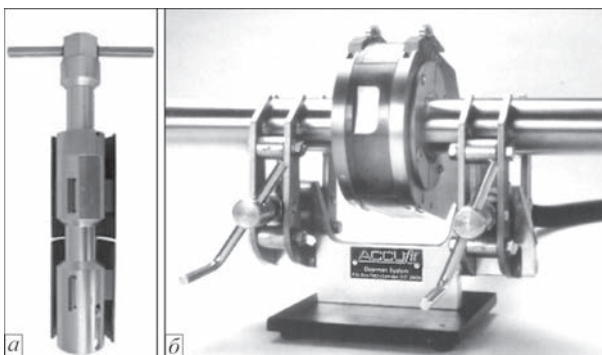


Рис. 1. Центраторы для сборки труб (а — тип 1; б — тип 2)

Т а б л и ц а 2. Сравнительный анализ усталостной прочности сварных и паяных соединений стальных трубопроводов

Конструктивные характеристики узла	Усталостная прочность $\sigma_{-1}$ , МПа		
	Ручная АДС с подкладкой	Газовая пайка	Орбитальная сварка (ААДС)
Труба + труба 10×1 мм, 12Х18Н10Т	-	14	18
Труба + труба 14×0,5 мм, 12Х18Н10Т	-	16	16
Труба + труба 18×1 мм, 12Х18Н10Т	-	14	18
Труба + труба 18×0,5 мм, 12Х18Н10Т	-	14	14
Труба + труба 22×0,5 мм, 12Х18Н10Т	-	12	14
Труба + труба 25×0,5 мм, 12Х18Н10Т	-	10	12
Ниппель (12Х18Н10Т) + труба 18×1мм (12Х18Н10Т)	6	16	16
Ниппель (12Х18Н10Т) + труба 32×1мм (12Х18Н10Т)	4	-	10
Ниппель (12Х18Н10Т) + труба 40×1мм (12Х18Н10Т)	4	-	10
Ниппель (12Х18Н10Т) + труба 50×1мм (12Х18Н10Т)	4	-	10
Ниппель (12Х18Н10Т) + труба 80×1мм (12Х18Н10Т)	4	-	8
Штуцер (14Х17Н2) + труба 18×1мм (12Х18Н10Т)	6	16	16
Штуцер (14Х17Н2) + труба 32×1мм (12Х18Н10Т)	6	-	14
Штуцер (14Х17Н2) + труба 40×1мм (12Х18Н10Т)	4	-	12

Результаты испытаний показали, что сварные соединения, полученные орбитальной сваркой, по усталостной прочности не уступают соединениям, полученным газовой пайкой, и значительно превосходят выполненным АДС (табл. 2).

К основным проблемам, которые возникли при внедрении орбитальной сварки труб и деталей АД, можно отнести следующие: первая — конфигурация деталей, расположение сварочного стыка непосредственно возле фланца или радиусагиба трубы, при этом для крепления сварочных автоматов (головок) необходим прямолинейный участок ( $l_1, l_2$ , см. табл. 2); вторая — малая толщина свариваемых кромок (от 0,5 мм).

Первая проблема решена за счет изготовления специальной оснастки, на которую крепилась сварочная головка (рис. 2, 3).

Вторая проблема решена за счет применения инверторных источников питания для сварки фирм Fronius и Polysoude с микропроцессорным, синергетическим управлением ключевых параметров сварки (ток сварки (от 5 А), скорость сварки, скорость подачи проволоки и напряжение дуги) и использованием специальных приспособлений для улучшения формирования обратной стороны шва (рис. 4).

С помощью приспособления во время сварки внутрь трубы подавался аргон, и за счет небольшого избыточного давления удерживалась сварочная ванна.

Орбитальная сварка внедрена при изготовлении более 50 типоразмеров стальных трубопроводов толщиной стенки от 0,5 мм и диаметрами от 6 до 90 мм; при ремонте стальных трубопро-

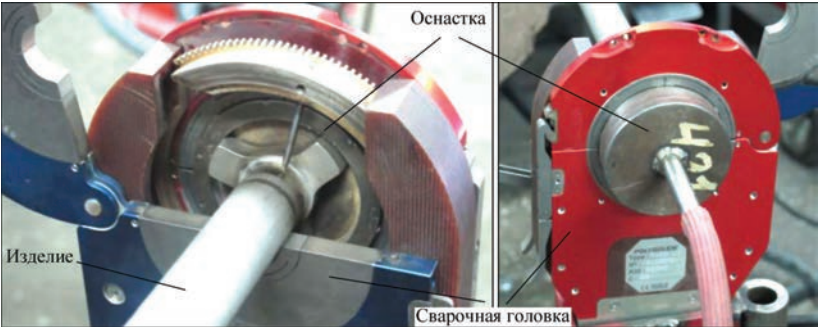


Рис. 2. Крепление сварочной головки закрытого типа на специальную оснастку

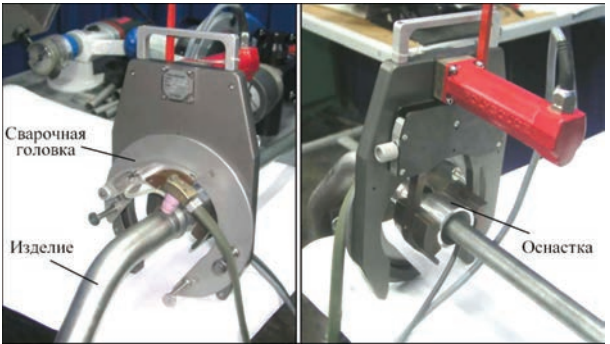


Рис. 3. Крепление сварочной головки открытого типа на специальную оснастку

водов толщиной стенки от 0,5мм и диаметрами от 10 до 90 мм. Практически полностью исключена при ремонте двигателя замена трубопроводов на новые (до этого менялись на новые 18...25 трубопроводов на 1 двигатель); при изготовлении более 100 типоразмеров силовых узлов вертолетов и двигателей из конструкционных сталей и титановых сплавов толщиной от 1 до 6 мм.

Выводы

1. Стыковые соединения труб, выполненные орбитальной сваркой, по усталостной прочности не уступают традиционным паяным соединениям.



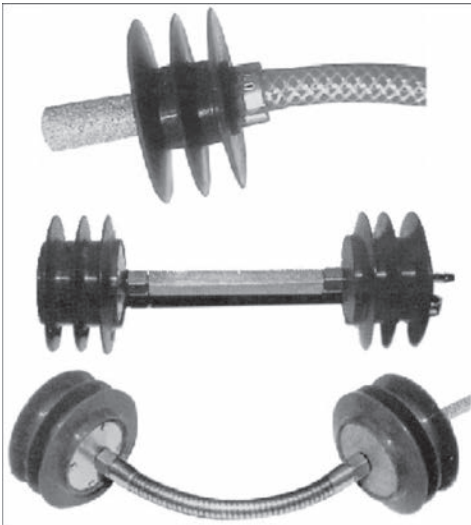


Рис. 4. Вспомогательные приспособления для формирования обратной стороны шва

Это позволяет их применять не только при проектировании новых конструкций, но и заменять существующие (паяные).

2. Предложены технологические подходы, подобрано оборудование и оснастка, что позволило при комплексном применении обеспечить сварку соединений труба-труба, труба-арматура (фланец, штуцер и ниппель) при любой конфигурации трубопроводов вне зависимости от расстояния сварочного стыка от фланца или радиусагиба трубы.

3. Определены технические требования к подготовке кромок и сборке под сварку, подобраны режимы, обеспечивающие получение сварных швов высокого качества на весу с толщиной стенок от 0,5 до 1 мм и диаметром от 6 до 90 мм.

4. В АО «Мотор Сич» внедрен в серийное производство сварочный участок изготовления и ремонта тонкостенных труб авиационной техники, уточнена конструкторская документация, разработаны технологические инструкции и техпроцессы.

### Список литературы

1. Богуслав В. А., Качан А. Я., Калинина Н. Е. и др. (2009) *Авиационно-космические материалы*. Богуслав В. А. (ред.), Запорожье, ОАО «Мотор Сич».
2. Богуслав В. А., Качан А. Я., Мозговой В. Ф. и др. (2004) *Технология производства авиационных двигателей*. Запорожье, ОАО «Мотор Сич».
3. Островский О. Е. (1992) Орбитальная сварка трубопроводов. *Сварочное производство*, **10**, 10–13.
4. Хаванов В. А. (1995) Оборудование для автоматизированной орбитальной сварки технологических трубопроводов. *Там же*, **6**, 22–24.
5. Полосков С. И. (2003) Анализ факторов, определяющих формирование сварочной ванны при орбитальной сварке неповоротных стыков труб (Обзор). *Там же*, **2**, 11–19.

### References

1. Boguslaev V.A., Kachan A.Ya., Kalinina N.E. et al. (2009) *Aerospace materials*. Boguslaev V.A. (ed.). Zaporozhye, JSC Motor Sich [in Russian].
2. Boguslaev V.A., Kachan A.Ya., Mozgovoy V.F. et al. (2004) *Technology of production of aircraft engines*. Zaporozhye, OJSC Motor Sich [in Russian].
3. Ostrovsky O.E. (1992) Orbital welding of pipelines. *Svarochn. Proizvodstvo*, **10**, 10-13 [in Russian].
4. Khavanov V.A. (1995) Equipment for automatic orbital welding of technological pipelines. *Ibid.*, **6**, 22-24 [in Russian].
5. Poloskov S.I. (2003) Analysis of factors determining weld pool formation in orbital position butt welding of pipes (Review). *Ibid.*, **2**, 11-19 [in Russian].

П. Д. Жеманюк, І. А. Петрик, С. Л. Чігілейчик

АТ «Мотор Січ». 69068, м. Запоріжжя,  
просп. Моторобудівників, 15.  
E-mail: motor@motorsich.com

### РЕЗУЛЬТАТИ ВПРОВАДЖЕННЯ ОРБИТАЛЬНОГО ЗВАРЮВАННЯ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ І РЕМОНТІ ТОНКОСТІННИХ ТРУБОПРОВОДІВ

Проаналізовано способи отримання нероз'ємного з'єднання тонкостінних трубопроводів авіаційних газотурбінних двигунів. Відмічені особливості використання механізованих і автоматизованих технологій з'єднання. Виконано експериментальні роботи по обробці технології орбітального зварювання неповоротних стиків труб з товщиною стінки від 0,5 до 1 мм, що забезпечує високу якість з'єднань і продуктивність зварювання. Розроблена технологія орбітального зварювання труб без використання підкладки застосовується в серійному виробництві в АТ «Мотор Січ». Бібліогр. 5, табл. 2, рис. 4.

*Ключові слова:* авіадвигуни, труба, орбітальне зварювання, пайка

P.D. Zhemanyuk, I.A. Petryk, S.L. Chigileychik

11 Motostroiteley Av., 69068, Zaporozhye, JSC «Motor Sich».  
E-mail: motor@motorsich.com

### RESULTS OF IMPLEMENTATION OF ORBITAL WELDING IN MANUFACTURE AND REPAIR OF THIN-WALL PIPELINES

Applied methods were analyzed for producing a permanent joint of thin-wall pipelines of aircraft gas-turbine engines. The peculiarities of application of mechanized and automated joining technologies were noted. The experimental works were carried out for mastering a technology of orbital welding of position butt joints of pipes of up to 0.5-1 mm wall thickness, providing high quality of joint and welding productivity. The developed technology of orbital unsupported pipe welding is used in serial production in JSC «Motor Sich». 5 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

*Keywords:* aircraft engines, pipe, orbital welding, brazing

Поступила в редакцию 16.05.2017

## КЛАССИФИКАЦИЯ И ХАРАКТЕРИСТИКА ДЕФЕКТОВ НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ ПО МЕЖДУНАРОДНОМУ СТАНДАРТУ ISO 6520-1:2007

И. А. РЯБЦЕВ<sup>1</sup>, Р. РОЗЕРТ<sup>2</sup>, Е. ТУРЫК<sup>3</sup>, И. И. РЯБЦЕВ<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Rosert RCT GmbH, г. Дрезден, Германия

<sup>3</sup>Институт сварки. 44-100, Польша, г. Гливице, ул. Б. Чеслава, 16-18.

Проведен обзор дефектов наплавленных слоев на основании системы их классификации по международному стандарту ISO 6520-1:2007 и его аналогу ГОСТ Р ИСО 6520-1:2012. По этим стандартам сварочные (наплавочные) дефекты разделены на шесть основных групп, имеющих соответствующий трехзначный номер: трещины (100–106), полости (200–203), твердые включения (300–304), несплавления и непровары (400–403), отклонение формы и размеров (500–521) и прочие дефекты (600–618), т. е. дефекты, не входящие в первые пять групп. Внутри каждой группы дефекты разделены на соответствующие подгруппы с четырехзначными номерами. Проанализирован характер дефектов наплавленных слоев с точки зрения их допустимости и недопустимости в процессе эксплуатации наплавленных деталей. Библиогр. 9, рис. 17.

*Ключевые слова:* наплавка, наплавленный металл, дефекты наплавленных слоев, классификация дефектов, допустимые дефекты, недопустимые дефекты, оценка качества

Надежность, работоспособность, экономичность изготовления и безопасность последующей эксплуатации наплавленных деталей во многом зависят от качества наплавленного металла, наличия или отсутствия в нем различных дефектов. Происхождение этих дефектов связано с металлургическими, гидродинамическими и термическими процессами, происходящими в процессе наплавки. Таким образом, их появление, в основном, зависит от химического состава основного и наплавленного металлов, способов, технологии и техники наплавки.

Подробный анализ дефектов наплавленного металла, причин их образования и методов борьбы с ними приведен в работе [1]. Целью настоящей публикации является характеристика различных групп дефектов наплавленных слоев, приведенных в стандартах [2, 3].

В сварочной (наплавочной) практике распространено понятие дефекта как несплошности или другого изъяна — допустимого (если его параметры не превышают предельного значения по соответствующему стандарту или техническим условиям) или недопустимого. В данной статье используется традиционное определение дефекта как несплошности в сварном шве (наплавленном металле) или отклонении от требуемой формы и размеров шва (наплавленного валика), принятое в стандарте ISO 6520-1:2007 [2] и его аналоге ГОСТ Р ИСО 6520-1:2012 [3].

По стандартам [2, 3] сварочные (наплавочные) дефекты разделены на шесть основных групп,

имеющих соответствующий трехзначный номер: трещины (100–106), полости (200–203), твердые включения (300–304), несплавления и непровары (400–403), отклонение формы и размеров (500–521) и прочие дефекты (600–618), т. е. дефекты, не входящие в первые пять групп. Внутри каждой группы дефекты разделены на подгруппы. Например, номером 101 обозначаются продольные трещины, 102 — поперечные, 103 — радиальные трещины и т. д. В свою очередь, в подгруппах дефекты разделяют на отдельные виды с четырехзначными номерами.

**Трещины (100–106).** Трещины — это макро- или микроскопические несплошности, имеющие характер надреза. В стандартах [2, 3] трещины характеризуются, в основном, с геометрической точки зрения. В качестве примера на рис. 1 приведены числовые индексы продольных трещин, которые располагаются в различных зонах сварного шва [2, 3].

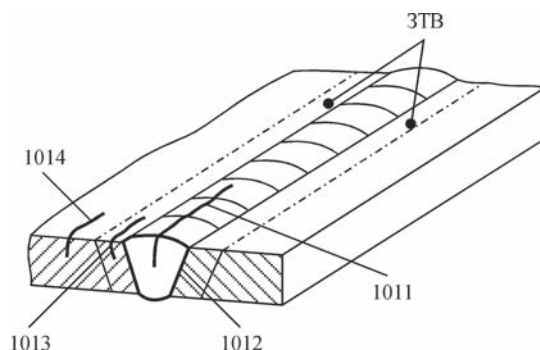


Рис. 1. Сварной шов с продольными трещинами: 1011 — в металле шва; 1012 — в зоне сплавления; 1013 — в металле ЗТВ; 1014 — в основном металле [2, 3]

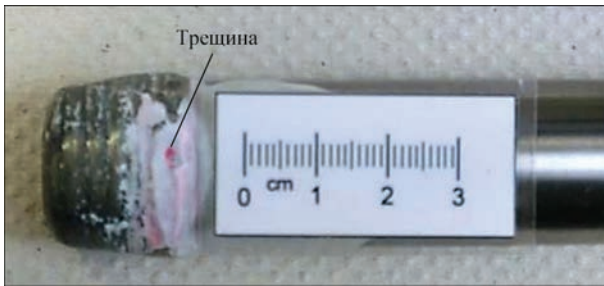


Рис. 2. Трещина в кратере (104) замыкающего валика наплавленного слоя, выполненного дуговой наплавкой порошковой проволокой в инертном газе (процесс 132, наплавленный металл группы Co2 [4–6])

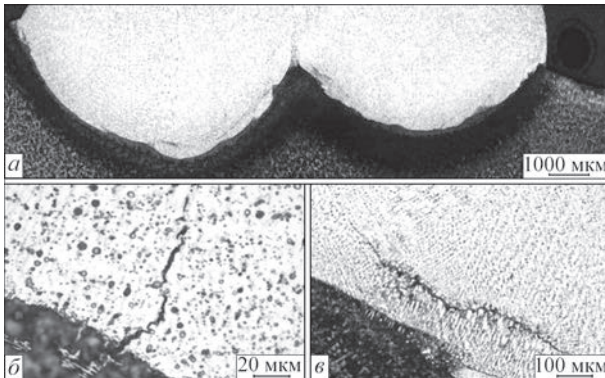


Рис. 3. Микротрещины в наплавленном слое (1001), выполненном дуговой наплавкой в  $\text{CO}_2$  порошковой проволокой (процесс 136, наплавленный металл группы Fe-2 М [4–6]): а — часть поперечного разреза наплавленного слоя,  $\times 50$ ; б — микроструктура зоны сплавления с микротрещиной,  $\times 200$ ; в — то же,  $\times 500$

Трещины, как и большинство других дефектов, могут быть допустимыми и недопустимыми. Для процесса наплавки допустимость трещин в наплавленном металле определяется в первую очередь условиями службы деталей.

Трещины недопустимы в том случае, если они могут вызвать поломку детали или невозможность ее дальнейшей эксплуатации. К числу таких деталей относятся плунжеры гидропрессов, прокатные валки, детали запорной арматуры, клапаны двигателей внутреннего сгорания и др.

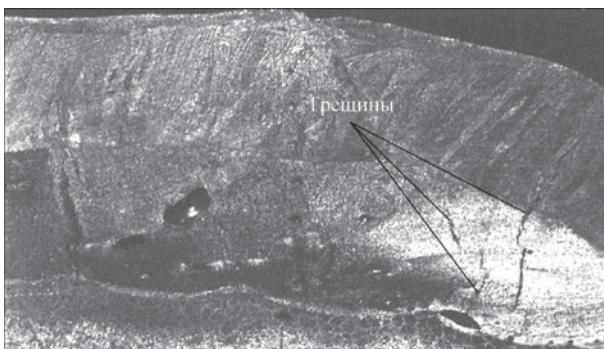


Рис. 4. Продольные трещины в наплавленном слое (1011), выполненном дуговой наплавкой сплошной проволокой в активном газе (процесс 135, наплавленный металл группы Fe1 [4–6])

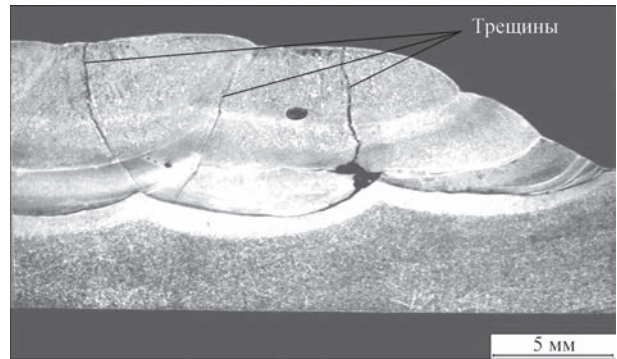


Рис. 5. Продольные трещины в наплавленном слое (1011), выполненном дуговой наплавкой порошковой проволокой в инертном газе (процесс 132, наплавленный металл группы Co2 [4–6])

Примерами недопустимых дефектов являются трещины в кратере (104) замыкающего валика наплавленного слоя уплотняющей поверхности детали запорной арматуры (рис. 2); микротрещины в наплавленном слое (1001) чугунных деталей вследствие нарушения технологии наплавки (рис. 3); продольные трещины в наплавленном слое (1011), которые являются результатом использования при наплавке некачественной проволоки (рис. 4) или нарушения режима наплавки (рис. 5). Используемые процессы наплавки и наплавочные материалы обозначены в соответствии с требованиями [4–6].

Также недопустимыми являются поперечные трещины в металле ЗТВ (1023) в случае наплавки прошивки из закаливающейся стали 38Х2МЮА. Трещины имеют характер надрыва в металле ЗТВ (рис. 6, а) или откола наплавленного слоя (рис. 6, б). Причиной их появления могут быть нарушения технологии наплавки.

Для некоторых деталей трещины не имеют такого решающего значения, особенно если они не

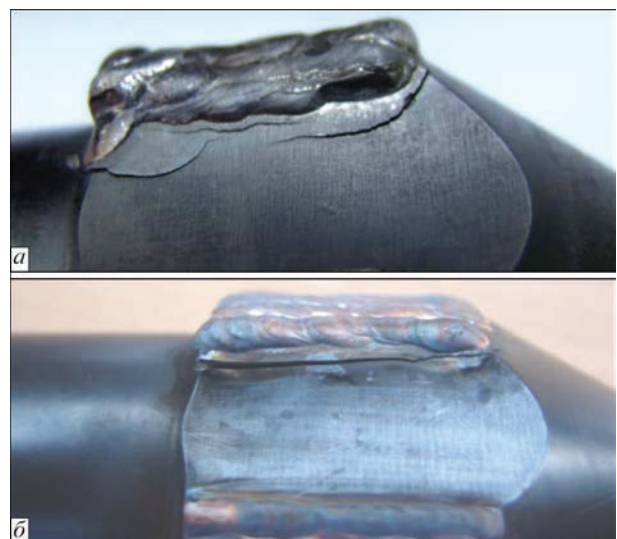


Рис. 6. Трещины в металле ЗТВ (1023) наплавленного слоя (а) и откол (1023) наплавленного слоя (б) прошивки из стали 38Х2МЮА



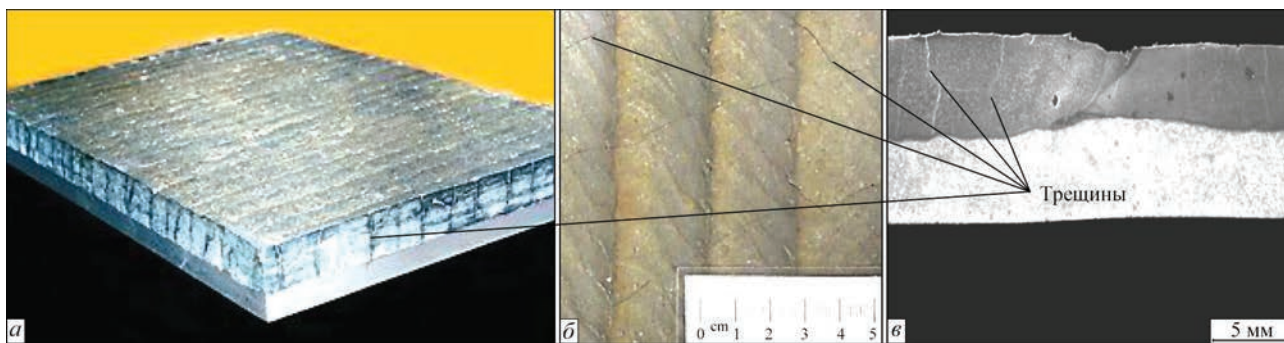


Рис. 7. Допустимые продольные (1011) и поперечные (1021) трещины в износостойком слое биметаллических листов, наплавленных высокохромистым чугуном (процесс 114, наплавленный металл группы Fe14 [4–6]): а — наплавленный биметаллический лист с трещинами; б — трещины в отдельных наплавленных валиках; в — макроструктура наплавленного биметаллического листа

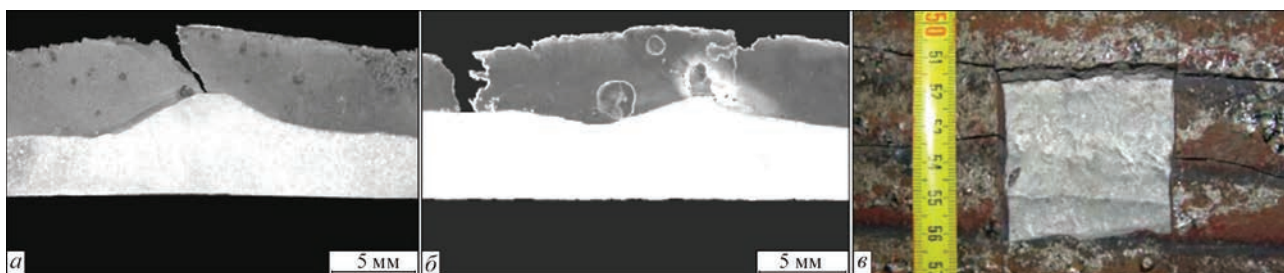


Рис. 8. Недопустимые трещины (1011) (а, б) и отрыв (1023) (в) износостойкого слоя листов, наплавленных высокохромистым чугуном [4]

переходят в основной металл или не ориентированы параллельно поверхности сплавления и не ведут к отколам наплавленного металла. К ним относятся конусы и чаши засыпных аппаратов доменных печей, различные точки для транспорта абразивных материалов, бункеры и другие детали, эксплуатирующиеся в условиях различных видов интенсивного абразивного изнашивания. Эти детали наплавляют материалами групп Fe13–Fe16 и Fe20 [5, 6]. Примеры допустимых продольных (1011) и поперечных (1021) трещин в наплавленном слое износостойких биметаллических листов представлены на рис. 7.

В некоторых случаях трещины в рабочем слое, наплавленном высокохромистым чугуном, могут приводить к недопустимому отколу и отрыву наплавленного слоя (1011 и 1023) (рис. 8).

Необходимо отметить, что в стандартах [2, 3] в качестве справочного приложения приведена буквенная (из двух букв) классификация по видам сварочных трещин. Все трещины обозначаются заглавной латинской буквой «Е». Соответственно, горячие трещины имеют обозначение «Еа»; кристаллизационные — «Еб»; подсолидусные — «Ес»; холодные — «Еф»; трещины, вызванные водородом — «Еи»; ламелярные — «Еj» и т. д.

**Полости (200–203).** Полости различной формы в сварных швах (в наплавленном слое) классифицируют следующим образом [2, 3]: 201 — газовые полости, образованные задержанным газом, выделяющимся при кристаллизации; 202 — усадочные раковины, т. е. полости, образованные в результа-

те усадки во время кристаллизации; 203 — микроусадка (усадочная раковина), видимая исключительно под микроскопом.

При этом под газовыми порами, которые наиболее часто встречаются в сварных швах, понимают газовые полости практически сферической формы и обозначают индексом 2011.

В большинстве случаев поры в наплавленном слое можно обнаружить с помощью радиографического или ультразвукового контроля. На рис. 9 [7] представлена радиограмма слоя, наплавленного методом МИГ сплошной бронзовой проволокой, со скоплениями пор (2013).

Поры, как и трещины, могут быть допустимым или недопустимым дефектом в наплавленном слое. Пример допустимых поверхностных пор (2017) в наплавленном слое износостойких биметаллических листов представлен на рис. 10.

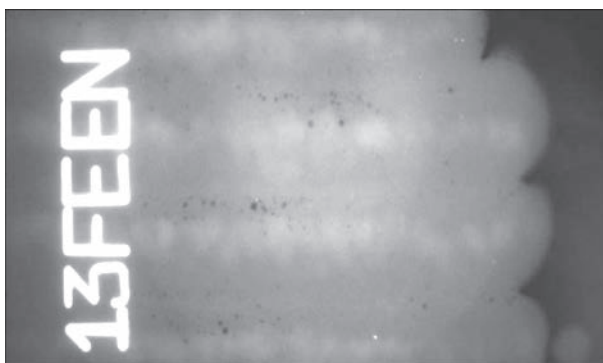


Рис. 9. Скопления пор (2013) в слое, наплавленном методом МИГ сплошной бронзовой проволокой [7]

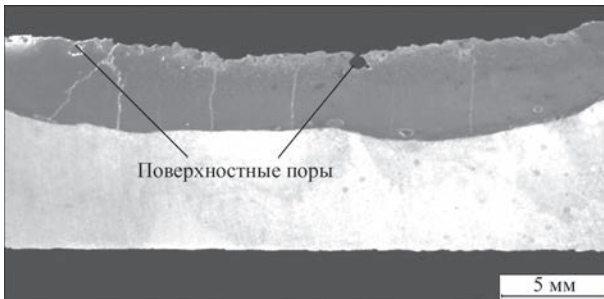


Рис. 10. Допустимые поверхностные поры (2017) в износостойком слое биметаллических листов, наплавленных высокохромистым чугуном (процесс 114, наплавленный металл группы Fe14 [4–6])

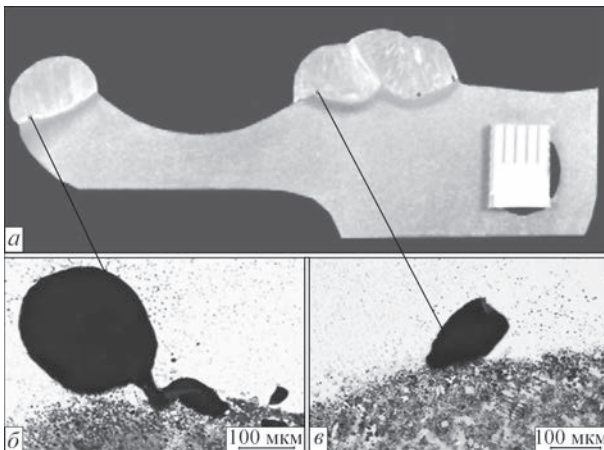


Рис. 11. Недопустимые внутренние газовые поры (2011) в слое, наплавленном на ответственные чугунные детали: а — макроструктура наплавленной детали; б, в — газовые поры в наплавленном металле на границе сплавления

В других случаях, например, в слое, наплавленном на ответственные чугунные детали, которые эксплуатируются в условиях высокого контактного давления и трения металла по металлу, внутренние газовые поры (2011) не допускаются (рис. 11).

**Твердые включения (300–304).** Твердые включения в наплавленном металле — это инородные вещества небольшого объема неметаллического или металлического происхождения [2, 3]. К ним относятся шлаковые (301), флюсовые (302), оксидные (303) и металлические (304) включения. К металлическим относят включения вольфрама (3041), меди (3042) или других металлов (3043).

Шлаковые включения могут образовываться в сварных швах (наплавленном металле) при ручной дуговой сварке или наплавке штучными электродами, при сварке или наплавке самозащитными порошковыми проволоками (рис. 12, а) и при автоматической наплавке под флюсом (рис. 12, б).

**Несплавления и непровар (400–402).** Несплавления (401) — это отсутствие соединения между основным и наплавленным металлом или между отдельными слоями (валиками). Из-за своей формы, чаще всего плоской, несплавления могут выступать в качестве концентраторов на-

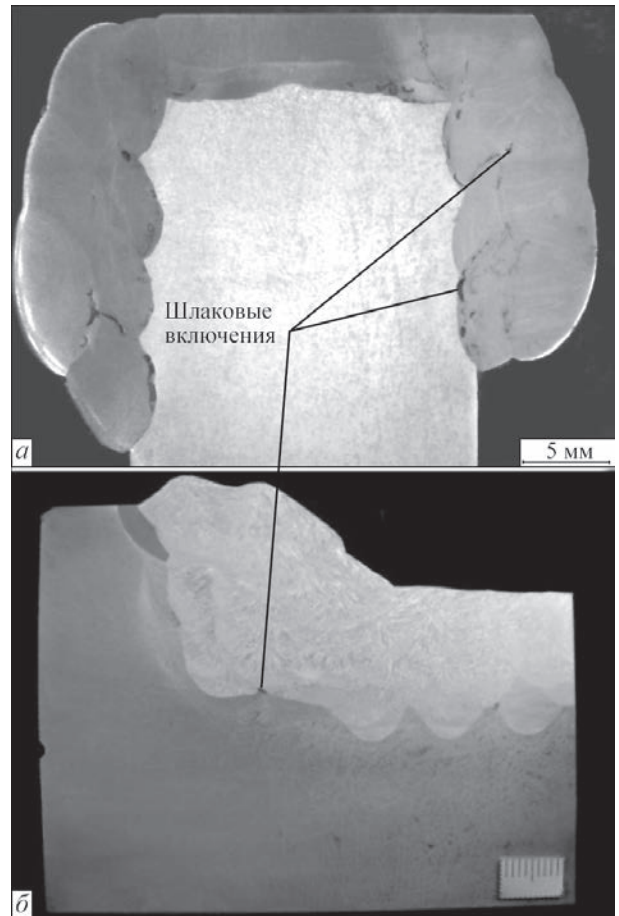


Рис. 12. Макроструктура поперечного сечения наплавленной оправки (а) [4] и кранового колеса (б) со шлаковыми включениями (301) [8]

пряжений, существенно снижая усталостную долговечность наплавленных деталей [9]. Примеры межслойных (4011) и межваликовых (4012) несплавлений, образующихся при механизированной наплавке методом МАГ внутренней поверхности неповоротной трубы, приведены на рис. 13. При-

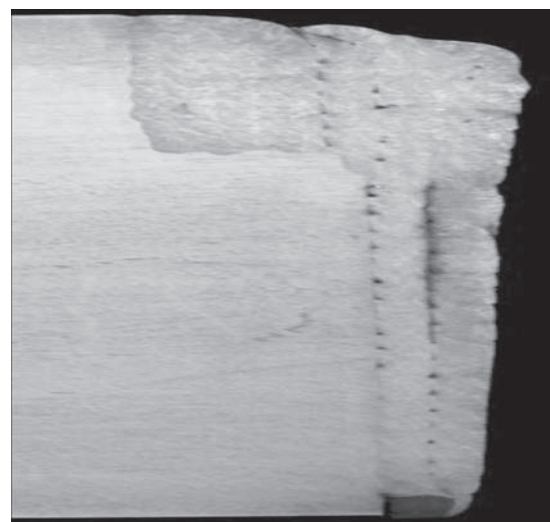


Рис. 13. Межслойные (4011) и межваликовые (4012) несплавления при наплавке методом МАГ неповоротной внутренней поверхности трубы диаметром 170 мм



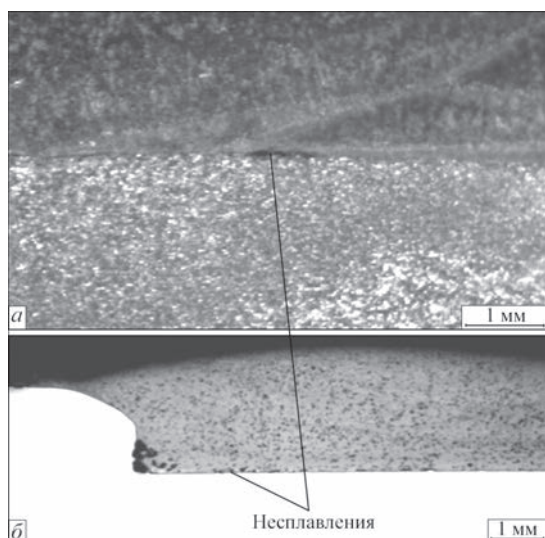


Рис. 14. Несплавления на границе соединения основного и наплавленного металлов (4011) при плазменно-порошковой (а) и лазерно-порошковой наплавке (б) [4]

чиной появления этих дефектов являются нарушения технологии наплавки.

Несплавления (4011) могут появляться при нарушении режимов других способов наплавки. Например, при плазменно-порошковой (рис. 14, а) и лазерно-порошковой (рис. 14, б) наплавке.

Непровар (402), по стандартам [2, 3] — это разница между фактической и номинальной глубиной проплавления. При наплавке эти дефекты встречаются достаточно редко.

**Отклонение формы и размера (500–521).** Это наиболее многочисленная группа дефектов, в которую, в частности, входят подрезы (501), превышение проплавления (504), неправильный профиль сварного шва (505), натеки (506), линейные смещения (507), прожоги (510), незаполнение разделки кромок (511), неравномерная ширина шва (513), неровная поверхность шва (514), плохое повторное возбуждение дуги (517), коробление (520), неправильные размеры сварного шва (наплавленного валика) (521) [2, 3].

Для наплавки наиболее характерными из них являются:

- подрез (501) — углубление по границе валика в основном металле или в предыдущем наплавленном валике;
- превышение проплавления (504) и прожоги (510), которые могут появляться при наплавке тонкостенных деталей в случае нарушения технологии наплавки;
- неравномерность усиления наплавленного валика по длине или недостаточное перекрытие валиков по ширине наплавленного слоя, связанные с нарушением технологии наплавки (514);
- плохое повторное возбуждение дуги (517) — местная неровность поверхности в месте возобновления сварки (наплавки);

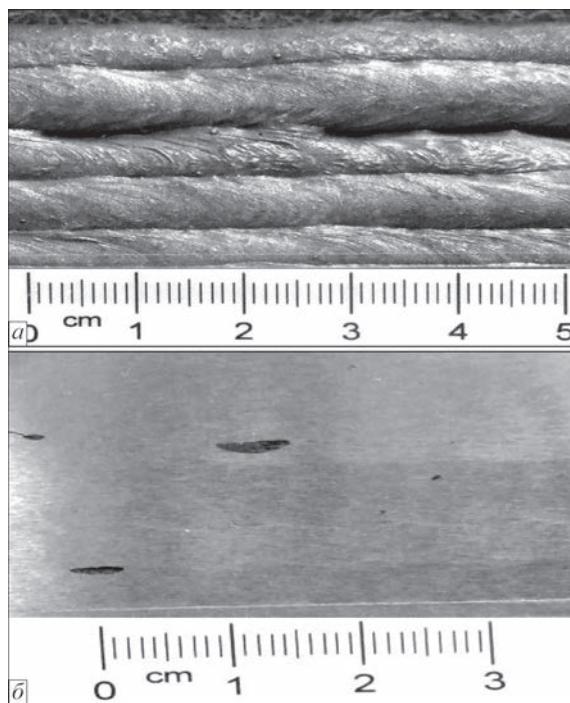


Рис. 15. Внешний вид наплавленной поверхности с неравномерным усилением наплавленных валиков и недостаточным перекрытием соседних валиков (514) непосредственно после наплавки (а) и после механической обработки (б) [4]

- коробление (520) — отклонение размеров детали от заданных чертежом, возникшее от сварочных (наплавочных) деформаций;
- неправильные размеры наплавленного валика (521) вследствие нарушения режима наплавки, магнитного дутья или низкой квалификации наплавщика.

При наплавке плоских или цилиндрических поверхностей большой площади достаточно часто встречается дефект (514) — неравномерность усиления наплавленного валика по длине или недо-

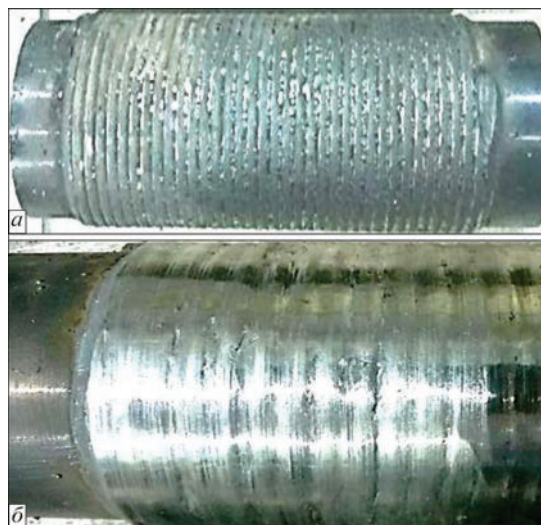


Рис. 16. Внешний вид наплавленной поверхности валика диаметром 70 мм с неравномерным усилением наплавленных валиков и недостаточным перекрытием соседних валиков (514) непосредственно после наплавки (а) и после механической обработки (б)



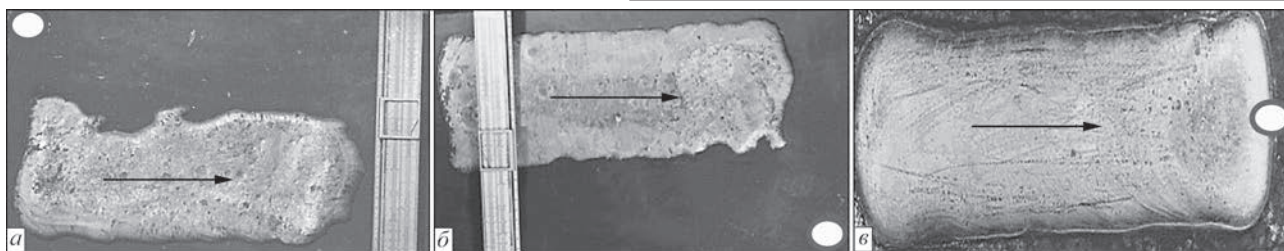


Рис. 17. Нарушение формы валика (521) в зависимости от места подвода тока к изделию и влияния магнитного дутья: а — токоподвод с левой стороны от оси шва; б — токоподвод с правой стороны оси шва; в — токоподвод по оси шва (○ — место подвода тока; → — направление наплавки)

статочное перекрытие валиков по ширине наплавленного слоя. После механической обработки это приводит к появлению на поверхности наплавленного слоя канавок различной глубины и протяженности (рис. 15, 16).

На рис. 17 представлен внешний вид валиков, наплавленных двумя нержавеющей лентами шириной 120 мм. В зависимости от места подвода тока меняется характер формирования наплавленных валиков. Если токоподвод осуществляется на значительном удалении от оси валика (рис. 17, а, б), то в результате проявления эффекта магнитного дутья формирование наплавленного валика ухудшается (дефект 521).

**Прочие дефекты (600–618).** К прочим относятся все дефекты, которые не упомянуты в группах 1–5. Из них для наплавки наиболее существенными являются: ожог дугой (601); брызги металла (602); цвета побежалости (610); остатки шлака (615). Более подробно:

- 601 — местное повреждение поверхности основного металла, примыкающего к наплавленному слою, возникшее в результате случайного загорания дуги;

- 602 — капли наплавленного металла, которые образуются во время процесса наплавки и привариваются к поверхности затвердевшего наплавленного слоя или околошовной зоны основного металла;

- 610 — тонкая окрашенная оксидная пленка на поверхности в зоне сварки (наплавки), например, при сварке нержавеющей стали, появление которой обусловлено нагревом при сварке (наплавке) и/или недостаточной защитой, например, при сварке (наплавке) титана;

- 615 — шлак, не полностью удаленный с поверхности сварного шва или наплавленного металла.

Проведенный обзор разных групп дефектов наплавленных слоев подтвердил возможность их классификации и характеристики по стандарту ISO 6520-1:2007 и его аналогу ГОСТ Р ИСО 6520-1:2012 Сварка и родственные процессы. Классификация дефектов геометрии и сплошности в металлических материалах. Часть 1. Сварка плавлением.

## Список литературы

1. Рябцев И. А., Сенченков И. К., Турык Е. В. (2015) *Наплавка. Материалы, технологии, математическое моделирование*. Гливице, Польша; Издательство Силезского политехнического института.
2. ISO 6520-1:2007 *Welding and allied processes. Classification of geometric imperfections in metallic materials. Part 1. Fusion welding*.
3. ГОСТ Р ИСО 6520-1-2012 *Сварка и родственные процессы. Классификация дефектов геометрии и сплошности в металлических материалах. Часть 1. Сварка плавлением*.
4. DVS-Merkblatt DVS 0945-2. Unregelmäßigkeiten geschweißter Beschichtungen. *DVS Media GmbH*.
5. ДСТУ EN 14700:2008 *Матеріали зварювальні*. Зварювальні матеріали для наплавлення. Класифікація.
6. Проценко Н. А., Рябцев И. И. (2007) Гармонизация стандартов на наплавочные материалы в соответствии с требованиями европейского стандарта EN 14700 «Сварочные материалы – Сварочные материалы для наплавки». *Сварщик*, 5, 30–38.
7. Góral T. (2007) *Wpływ technologicznych parametrów napawania brzozy na podłożu stalowe na wybrane właściwości użytkowe napoin*. Praca doktorska, Akademia Górniczo-Hutnicza, Kraków. <http://winntbg.bg.agh.edu.pl/rozprawy/9900/full9900.pdf> [Дата доступа: 22.03.2017].
8. Riabcew I. A., Rosert R., Senchenkow I. K., Turyk E. (2017) Niezgodności spawalnicze warstw napawanych. *Biul. Instytutu Spawalnictwa*, 3, 26–36.
9. Чухрый Я. (1988) Сопротивление усталости образцов из стали 34ХНМ наплавленных различными способами. *Автоматическая сварка*, 9, 66–67.

## References

1. Ryabtsev I.A., Senchenkov I.K., Turyk E.V. (2015) *Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling*. Gliwice, Poland: SPI [in Russian].
2. ISO 6520-1:2007. *Welding and allied processes: Classification of geometric imperfections in metallic materials. Pt 1: Fusion welding*.
3. GOST R ISO 6520-1-2012. *Welding and related processes: Classification of defects of geometry and continuity in metallic materials. Pt 1: Fusion welding* [in Russian].
4. DVS-Merkblatt DVS 0945-2. Unregelmäßigkeiten geschweisster Beschichtungen. *DVS Media GmbH*.
5. DSTU EN 14700:2008. *Welding consumables. Welding consumables for hard-facing* [in Ukrainian].
6. Protzenko N.A., Ryabtsev I.I. (2007) Harmonization of standards on surfacing consumables in accordance with European Standard EN 14700: Welding consumables for hard-facing. *Svarshchik*, 5, 30-38 [in Russian].
7. Goral T. (2007) *Wpływ technologicznych parametrów napawania brzozy na podłożu stalowe na wybrane właściwości użytkowe napoin*. In: Syn. of Thesis for Dr. of Sci. Degree, Krakow. <http://winntbg.bg.agh.edu.pl/rozprawy/9900/full9900.pdf>
8. Riabcew I.A., Rosert R., Senchenkow I.K., Turyk E. (2017) Niezgodności spawalnicze warstw napawanych. *Biul. Instytutu Spawalnictwa*, 3, 26-36.

9. Chukhry Ya. (1988) Fatigue resistance of specimens from 34KhNM steel, deposited by different methods. *Avtomatic. Svarka*, **9**, 66-67 [in Russian].

I. О. Рябцев<sup>1</sup>, Р. Розерт<sup>2</sup>, С. Турик<sup>3</sup>, I. I. Рябцев<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Rosert RCT GmbH, м. Дрезден, Німеччина

<sup>3</sup>Інститут зварювання. 44-100, Польща,  
м. Глівіце, вул. Б. Чеслава, 16-18.

# КЛАСИФІКАЦІЯ ТА ХАРАКТЕРИСТИКА ДЕФЕКТІВ НАПЛАВЛЕНИХ ШАРІВ ЗА МІЖНАРОДНИМ СТАНДАРТОМ ISO 6520-1:2007

Проведено огляд дефектів наплавлених шарів на підставі системи їх класифікації за міжнародним стандартом ISO 6520-1:2007 та його аналогу ГОСТ Р ИСО 6520-1:2012. За цими стандартами зварювальні (наплавочні) дефекти розділені на шість основних груп, що мають відповідний тризначний номер: тріщини (100–106), порожнини (200–203), тверді включення (300–304), несплавлення і непровари (400–403), відхилення форми і розмірів (500–521) та інші дефекти (600–618), тобто дефекти, що не входять в перші п'ять груп. У середині кожної групи дефекти розділені на відповідні підгрупи з чотиризначними номерами. Проаналізовано характер дефектів наплавлених шарів з точки зору їх допустимості і неприпустимості в процесі експлуатації наплавлених деталей. Бібліогр. 9, рис. 17.

**Ключові слова:** наплавка, наплавлений метал, дефекти наплавлених шарів, класифікація дефектів, допустимі дефекти, неприпустимі дефекти, оцінка якості

I.A. Ryabtsev<sup>1</sup>, R. Rozert<sup>2</sup>, E. Turyk<sup>3</sup>, I.I. Ryabtsev<sup>1</sup>

<sup>1</sup>E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.  
11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Rosert RCT GmbH, Dresden, Germany

<sup>3</sup>Welding Institute, str. B. Czesława 16–18,  
44–100, Gliwice, Poland

# CLASSIFICATION AND CHARACTERISTIC OF DEFECTS OF DEPOSITED LAYERS ACCORDING TO THE INTERNATIONAL STANDARD ISO 6520-1: 2007

The review of defects of deposited layers on the basis of their classification system according to the international standard ISO 6520-1:2007 and its analogue GOST R ISO 6520-1:2012 was carried out. According to these standards, the welding (surfacing) defects are divided into six main groups with the corresponding three-digit number: cracks (100-106), cavities (200-203), solid inclusions (300-304), lacks of fusion and lacks of penetration (400-403), deviation from shape and sizes (500-521) and other defects (600-618), i.e. the defects which are not included in the first five groups. Within each group, the defects are divided into the corresponding subgroups with four-digit numbers. The nature of defects of deposited layers was analyzed from the point of view of their admissibility and inadmissibility in the process of operation of deposited parts. 9 Ref., 17 Fig.

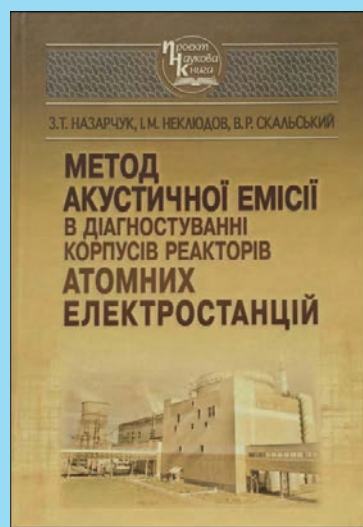
**Key words:** surfacing, deposited metal, defects of deposited layers, classification of defects, admissible defects, inadmissible defects, quality evaluation

Поступила в редакцию 20.07.2017

Назарчук З. Т., Неклюдов І. М., Скальський В. Р. Метод акустичної емісії в діагностуванні корпусів реакторів атомних електростанцій. – К.: Наукова думка, 2016. – 306 с.

У монографії описано методологічні засади і можливості застосування засобів неруйнівного акустико-емісійного контролю стану корпусів реакторів атомних електростанцій. Запропоновано новий підхід до оцінювання ступеня пошкодженості конструкційних матеріалів внаслідок їх тривалого експлуатування під дією водневого чинника і механічного навантаження. На результатах досліджень базуються методики акустико-емісійного діагностування. Для їх практичного застосування на діючих об'єктах розроблено технічні засоби, що використовують радіотелеметричну передачу даних. Засоби можуть працювати в режимі on-line і, таким чином, забезпечувати безперервний акустико-емісійний моніторинг зародження чи розвитку тріщиноподібних дефектів у структурі матеріалу. Попереднє випробування створеної апаратури показало її ефективність під час проведення діагностичних робіт.

Для наукових співробітників, інженерів-дослідників, а також аспірантів і студентів вищих навчальних закладів спеціальностей, які спеціалізуються у галузі технічного діагностування та неруйнівних методів контролю, механіки руйнування і міцності елементів конструкцій.



# РАСЧЕТ РАДИУСА ПЕРЕХОДА ШВА К ОСНОВНОМУ МЕТАЛЛУ СТЫКОВОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПО НОРМИРУЕМЫМ ПАРАМЕТРАМ

А. В. МОЛТАСОВ

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

Целью настоящей работы являлось установление математических зависимостей между геометрическими параметрами сварного валика, учитываемое при расчете коэффициента концентрации напряжений в стыковых сварных соединениях, и стандартными параметрами высоты и ширины усиления шва. Было предложено описывать галтели и выпуклую часть усиления стыкового сварного соединения в виде дуг соприкасающихся окружностей, что позволило установить функциональную связь флангового угла и отношения высоты к ширине усиления. При помощи этой связи определены значения отношения высоты к ширине усиления и соответствующие им величины радиуса перехода шва к основному металлу на основании известных зависимостей этого радиуса от флангового угла для различных видов сварки плавлением. Путем построения регрессионных зависимостей с использованием системы автоматизированного проектирования MathCAD были получены математические формулы для определения радиуса перехода шва к основному металлу через отношение высоты к ширине усиления шва стыкового соединения, выполненного сваркой под флюсом и в среде защитных газов. Библиогр. 13, табл. 3, рис. 3.

*Ключевые слова:* стыковое сварное соединение, концентрация напряжений, геометрия шва, радиус перехода шва на основной металл, фланговый угол, нормируемые параметры, приближенный расчет

Концентрация напряжений, обусловленная геометрической неоднородностью сварных соединений, является одним из основных факторов, определяющих их сопротивление усталости [1]. Для количественной оценки этого явления принято использовать коэффициент концентрации напряжений (ККН), который зависит преимущественно от таких параметров геометрии сварного соединения как радиус перехода шва на основной металл  $r$  и фланговый угол  $\theta$  [2], однако стандартами на сварные соединения (ГОСТ 14771–76, ГОСТ 8713–79, ГОСТ 14806–80 и ГОСТ 5264–80) эти параметры не регламентируются. Поэтому установление связи радиуса перехода и флангового угла с нормируемыми параметрами высоты  $h$  и ширины  $g$  усиления остается на сегодня актуальной проблемой в области практических расчетов на прочность, надежность и долговечность сварных соединений и элементов конструкций.

Величина радиуса перехода шва на основной металл зависит от многих факторов, в частности, от режима сварки и теплофизических свойств соединяемого металла, поверхностного натяжения металла шва и чистоты поверхности соединяемых элементов [3].

В общем виде эта зависимость представлена в работе [4] таким образом:

$$r = f_1\left(\frac{h}{g}\right) + f_2(T_0) + f_3(\sigma) + f_4(R_z), \quad (1)$$

где  $f_1 \dots f_4$  — члены, учитывающие соответственно размеры усиления, начальную температуру свариваемых пластин, поверхностное натяжение метал-

ла шва и шероховатость поверхности соединяемых элементов.

В работе [4] было доказано, что начальная температура и чистота поверхности оказывают сравнительно малое влияние на формирование шва, а поверхностное натяжение изменяется в узком интервале и его влиянием также можно пренебречь, поэтому члены  $f_2 \dots f_4$  по сравнению с членом  $f_1$  являются величинами второго порядка малости. Следовательно, при прочих равных условиях основное значение имеет первый фактор, и в первом приближении радиус перехода зависит от высоты и ширины усиления, так как они определяют отношение  $h/g$ . Поэтому целью настоящей работы является нахождение этой зависимости в виде математической формулы.

Все параметры профиля выпуклости шва, обусловленные процессом сварки, взаимосвязаны между собой. Так, радиус перехода и фланговый угол связаны зависимостью вида [5]

$$r = f(1/\theta). \quad (2)$$

Существование такой зависимости подтверждается экспериментальными измерениями геометрии сварных соединений, выполненных различными видами сварки плавлением, в зонах перехода шва на основной металл (рис. 1) [6].

При этом фланговый угол можно однозначно определить через высоту и ширину усиления, если описать форму выпуклости параболой [7], дугой окружности [8] или другой более сложной



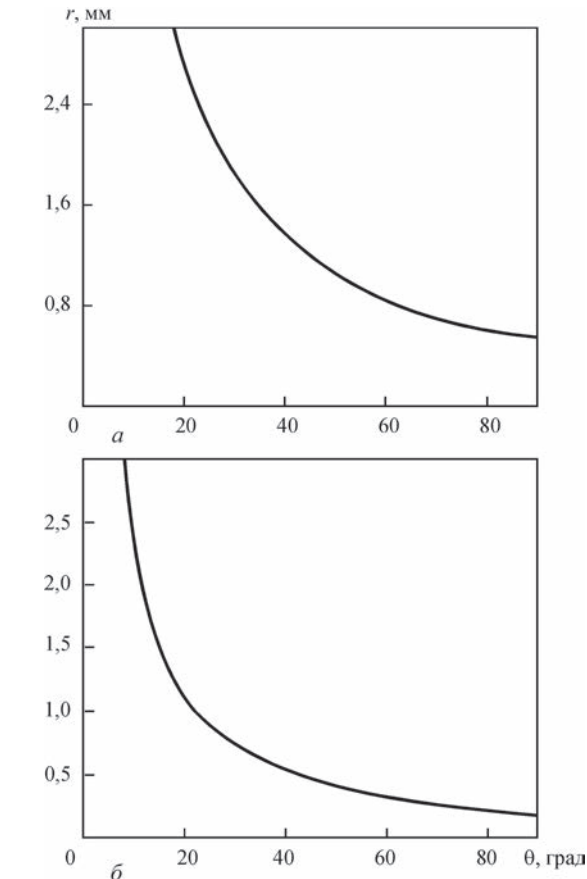


Рис. 1. Графики зависимости радиуса перехода шва к основному металлу от флангового угла для сварных соединений, выполненных сваркой под флюсом (а) и в среде защитных газов (б)

интегральной или дифференциальной зависимостью [9, 10].

В настоящей работе предлагается описывать форму усиления в виде дуг соприкасающихся окружностей (рис. 2), тогда фланговый угол будет определяться через отношение  $h/g$  зависимостью

$$\theta = 2 \arctan \frac{2h}{g}. \tag{3}$$

Выразив отношение  $h/g$  из формулы (3), можно определить его значения для различных величин флангового угла, а при помощи графиче-

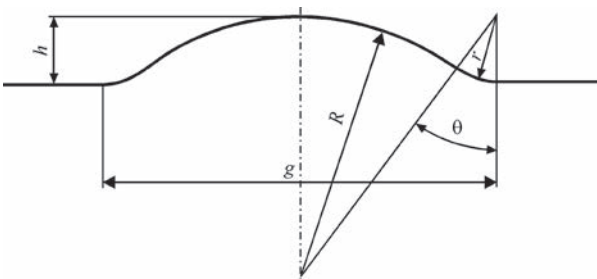


Рис. 2. Геометрические параметры идеализированной модели усиления на одной из сторон стыкового сварного соединения, выполненного сваркой плавлением

ков (рис. 1) величины радиусов перехода шва к основному металлу, соответствующие этим значениям (табл. 1).

На основании дискретных данных система автоматизированного проектирования MathCAD дает возможность построить регрессионную зависимость одной величины от другой в виде полинома  $n$ -ой степени, где  $n$  — положительное целое число [11]. Однако поскольку в рассматриваемом случае (табл. 1) отношение  $h/g$  принимает значения, отличающиеся друг от друга более чем на порядок, то зависимость радиуса перехода шва к основному металлу от этого параметра целесообразно искать в виде полинома с дробными степенями

$$r\left(\frac{h}{g}\right) = \sum_{i=0}^n a_i \left(\frac{h}{g}\right)^i, \tag{4}$$

где  $a_i$  — коэффициенты функции регрессии.

Путем последовательного увеличения количества членов аппроксимирующего ряда (4) установлено, что для случая сварки под флюсом отклонение экспериментальных результатов (табл. 1) от результатов расчета по формуле с удержанием первых пяти членов этого ряда

$$r\left(\frac{h}{g}\right) = 15 - 77,64 \left(\frac{h}{g}\right)^{\frac{1}{2}} + 166,7 \left(\frac{h}{g}\right) - 168,45 \left(\frac{h}{g}\right)^{\frac{3}{2}} + 66,6 \left(\frac{h}{g}\right)^2 \tag{5}$$

Таблица 1. Зависимость радиуса перехода шва к основному металлу при различных значениях флангового угла

Фланговый угол ( $\theta$ ), град		90	80	70	60	50	40	30	20	18	10	8
$h/g$		0,500	0,42	0,350	0,298	0,233	0,182	0,134	0,088	0,079	0,045	0,035
$(h/g)^{1/2}$		0,707	0,648	0,592	0,537	0,483	0,424	0,367	0,297	0,281	0,212	0,187
Радиус перехода $r$ , мм для вида сварки	Под флюсом	0,550	0,600	0,700	0,830	1,050	1,370	1,850	2,700	3,000	—	—
	В среде защитных газов	0,180	0,220	0,270	0,330	0,410	0,540	0,740	1,100	—	2,310	3,000

Таблица 2. Экспериментальные и расчетные значения радиуса перехода шва к основному металлу стыкового соединения, выполненного под флюсом

$h/g$	0,500	0,420	0,350	0,288	0,233	0,182	0,134	0,088	0,079
Измеренный радиус перехода, мм	0,550	0,600	0,700	0,830	1,050	1,370	1,850	2,700	3,000
Расчетный радиус перехода, мм	0,550	0,601	0,697	0,832	1,053	1,368	1,847	2,709	2,994
Отклонение, %	0,000	0,166	0,429	0,241	0,286	0,146	0,162	0,335	0,200

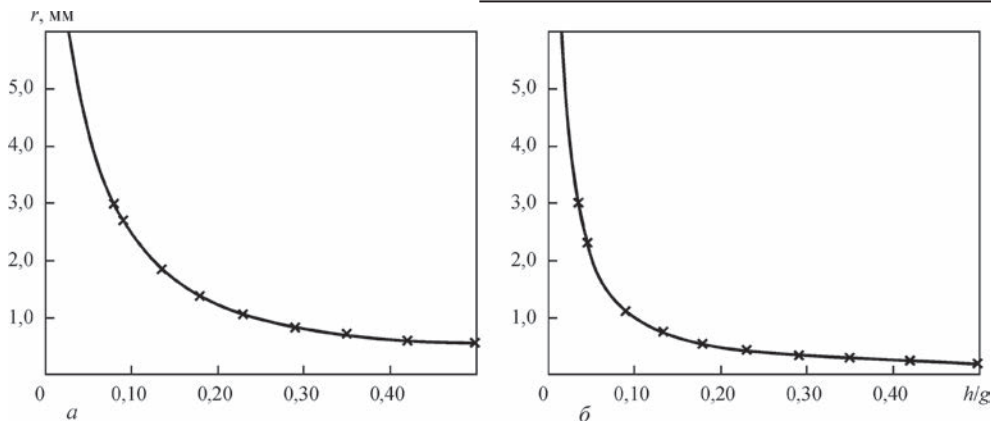


Рис. 3. График зависимости радиуса перехода шва к основному металлу от отношения высоты к ширине усиления и экспериментальные точки (×) для стыкового сварного соединения, выполненного сваркой под флюсом (а) и среде защитных газов (б)

**Т а б л и ц а 3.** Экспериментальные и расчетные значения радиуса перехода шва к основному металлу стыкового соединения, выполненного в среде защитных газов

$h/g$	0,500	0,420	0,350	0,288	0,233	0,182	0,134	0,088	0,045	0,035
Измеренный радиус перехода, мм	0,180	0,220	0,270	0,330	0,410	0,540	0,740	1,100	2,310	3,000
Расчетный радиус перехода, мм	0,180	0,219	0,272	0,326	0,413	0,542	0,735	1,103	2,308	3,001
Отклонение, %	0,000	0,455	0,741	1,212	0,732	0,370	0,676	0,273	0,087	0,033

составляет не более 0,43 % (табл. 2).

Исследование функции (5) по известной методике [12] показало, что она строго монотонно убывает на промежутке изменения отношения  $h/g$  от 0 до 0,5 (рис. 3, а). Для случая сварки в среде защитных газов было установлено, что отклонение расчетных значений радиуса перехода по формуле

$$r\left(\frac{h}{g}\right) = 26,32 - 290,77\left(\frac{h}{g}\right)^{\frac{1}{2}} + 1413,6\left(\frac{h}{g}\right) - 3840,35\left(\frac{h}{g}\right)^{\frac{3}{2}} + 5808,56\left(\frac{h}{g}\right)^2 - 4655,42\left(\frac{h}{g}\right)^{\frac{5}{2}} + 1538,1\left(\frac{h}{g}\right)^3, \quad (6)$$

полученной удержанием первых семи членов ряда (4), от экспериментальных результатов (табл. 1) составляет не более 1,212 % (табл. 3). Исследование функции (6) показало, что она, как и функция (5), строго монотонно убывает на промежутке изменения отношения  $h/g$  от 0 до 0,5 (рис. 3, б).

Таким образом, при помощи формулы (3), а также формул (5) или (6) в зависимости от способа сварки, имея регламентируемые стандартами параметры высоты и ширины усиления, можно установить все геометрические характеристики, необходимые для определения величины ККН в стыковых сварных соединениях по известным расчетным зависимостям [13].

## Выводы

1. Предложена идеализированная модель формы усиления стыкового сварного шва, согласно кото-

рой кривая, образованная галтелями и выпуклой частью усиления, описывается дугами соприкасающихся окружностей. Использование предложенной модели позволяет однозначно определить фланговый угол как непрерывную функцию отношения высоты к ширине усиления.

2. Путем аппроксимации дискретных данных полиномами с дробными степенями при помощи системы автоматизированного проектирования MathCAD были получены математические формулы для определения радиуса перехода шва к основному металлу через отношение высоты к ширине усиления стыкового соединения, выполненного сваркой под флюсом и в среде защитных газов.

## Список литературы

1. Труфяков В. И., Дворецкий В. И., Михеев П. П. и др. (1990) *Прочность сварных соединений при переменных нагрузках*. Киев, Наукова думка.
2. Кныш В. В., Ключков И. Н., Пашуля М. П., Мотрунич С. И. (2014) Повышение сопротивления усталости тонколистовых сварных соединений алюминиевых сплавов высокочастотной проковкой. *Автоматическая сварка*, **5**, 22–29.
3. Бельчук Г. А., Налетов В. С. (1972) О некоторых закономерностях формирования сварного шва в месте сопряжения шва с основным металлом. *Сварка в судостроении*, **79**, 32–35.
4. Бельчук Г. А. (1969) *Сварные соединения в корпусных конструкциях*. Ленинград, Судостроение.
5. Шонин В. А., Поляцкий А. Г. (2001) Малоцикловая усталость сварных стыковых соединений сплава АМг6, выполненных в среде инертного газа. *Автоматическая сварка*, **3**, 20–24.
6. Березовский Б. М., Стихин В. А. (1981) Особенности формирования зоны перехода от усиления стыкового шва к основному металлу. *Вопросы сварочного производства*, **266**, 99–106.
7. Бельчук Г. А. (1964) *Приближенный расчет геометрической формы и коэффициента концентрации напряже-*

ний сварных стыковых соединений по режиму сварки. Ленинград, ЛДНТП.

8. Kaufmann P. (1970) Ermüdungsverhalten von Stumpfnähten. *Schweißtechnik*, 20, 1, 38–41.
9. Пацкевич И. Р., Рябов В. Р., Деев Г. Ф. (1991) *Поверхностные явления при сварке металлов*. Киев, Наукова думка.
10. Панков В. В., Панков С. В., Богородский И. Г., Букин В. М. (2015) Мера формы сварного шва как основа разработки цифровых технологий оценки качества сварных швов. *Журнал нефтегазового строительства*, 2, 20–26.
11. Алексеев Е. Р., Чеснокова О. В. (2006) *Решение задач вычислительной математики в пакетах Mathcad 12, MATLAB 7, Maple 9*. Москва, ИТ Пресс.
12. Бугров Я. С., Никольский С. М. (2004) *Высшая математика: Уч. для вузов*. Москва, Дрофа, Т. 2. Дифференциальное и интегральное исчисление.
13. Махненко В. И., Мосенкис Р. Ю. (1985) Расчет коэффициентов концентрации напряжений в сварных соединениях со стыковыми и угловыми швами. *Автоматическая сварка*, 8, 7–18.

## References

1. Trufyakov V.I., Dvoretzky V.I., Mikheev P.P. (1990) *Strength of welded joints under alternating loads*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Knysh V.V., Klochkov I.N., Pashulya M.P. et al. (2014) Increase of fatigue resistance of sheet welded joints of aluminum alloys using high-frequency peening. *The Paton Welding J.*, 5, 21–27.
3. Belchuk G.A., Naletov V.S. (1972) On some dependencies of weld formation in zone of weld-base metal junction. *Svarka v Sudostroenii*, 79, 32–35 [in Russian].
4. Belchuk G.A. (1969) *Welded joints in hull structures*. Leningrad, Sudostroenie [in Russian].
5. Shonin V.A., Poklyatsky A.G. (2001) Low-cycle fatigue of welded butt joints made from alloy AMg6 in inert atmosphere. *The Paton Welding J.*, 3, 18–22.
6. Berezovsky B.M., Stikhin V.A. (1981) Peculiarities of transition zone formation from butt weld reinforcement to base metal. *Voprosy Svaroch. Proizvodstva*, 266, 99–106 [in Russian].
7. Belchuk G.A. (1964) *Approximate calculation of geometric shape and stress concentration coefficient of welded butt joints on welding mode*. Leningrad, LDNTP [in Russian].
8. Kaufmann P. (1970) Ermuedungsverhalten von Stumpfnähten. *Schweisstechnik*, 20(1), 38–41.
9. Patskevich I.R., Ryabov V.R., Deev G.F. (1991) *Surface phenomena in welding of metals*. Kiev: Naukova Dumka [in Russian].
10. Pankov V.V., Pankov S.V., Bogorodsky I.G. et al. (2015) Measure function of weld as the basis in development of digital technologies of weld quality. *Zh. Neftgazovogo Stroitelstva*, 2, 20–26 [in Russian].
11. Alekseev E.R., Chesnokova O.V. (2006) *Solution of problems of computational mathematics in packets Mathcad 12, MATLAB 7, Maple 9*. Moscow: NT Press [in Russian].
12. Bugrov Ya.S., Nikolsky S.M. (2004) *Higher mathematics: Manual for inst. of higher education*. Moscow: Drofa. Vol.2: Differential and integral calculus [in Russian].
13. Makhnenko V.I., Mosenkis R.Yu. (1985) Calculation of stress concentration coefficients in joints with butt and fillet welds. *Avtomatich. Svarka*, 8, 7–18 [in Russian].

A. B. Молтасов

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

## РОЗРАХУНОК РАДІУСА ПЕРЕХОДУ ШВА НА ОСНОВНИЙ МЕТАЛ СТИКОВОГО ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ ЗА НОРМОВАНИМИ ПАРАМЕТРАМИ

Ціллю роботи є встановлення математичних залежностей між геометричними параметрами, необхідними для розрахунку коефіцієнта концентрації напружень в стикових зварних з'єднаннях, та нормованими стандартами параметрами висоти та ширини підсилення шва. Було запропоновано описувати галтели та випуклу частину підсилення стикового зварного з'єднання у вигляді дуг кіл, що дотикаються, це дозволило встановити функціональний зв'язок флангового кута та відношення висоти до ширини підсилення. За допомогою цього зв'язку визначені значення відношення висоти до ширини підсилення та відповідні ним величини радіуса переходу шва на основний метал на основі відомих графіків залежності цього радіуса від флангового кута для різних видів зварювання плавленням. Шляхом побудови регресійних залежностей з використанням системи автоматизованого проектування MathCAD були отримані математичні формули для визначення радіуса переходу шва на основний метал через відношення висоти до ширини підсилення шва стикового з'єднання, виконаного зварюванням під флюсом та в середовищі захисних газів. Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 3.

**Ключові слова:** стикове зварне з'єднання, концентрація напружень, геометрія шва, радіус переходу шва на основний метал, фланговий кут, нормовані параметри, наближений розрахунок

A.V. Moltasov

E.O. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine.  
11 Kazymyr Malevych Str., 03680, Kiev, Ukraine.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

## APPROXIMATE CALCULATION OF THE RADIUS OF WELD TRANSITION TO THE BASE METAL OF THE BUTT WELDED JOINT BY CRITICAL PARAMETERS

The aim of this paper is to establish mathematical relationships between the geometric parameters which are necessary for calculating the stress concentration factor (SCF) in butt welded joints and the standardized parameters of the height and width of the reinforcement of the weld. It has been proposed to describe the fillets and the convex part of the reinforcement of the butt welded joint in the form of arcs of contiguous circles, which made it possible to establish a functional relationship between the flank angle and the ratio of the height to the width of the reinforcement. With this relationship, the values of the ratio of the height to the width of reinforcement and the corresponding values of the radius of weld transition to the base metal are determined on the basis of the known graphs of the dependence of this radius on the flank angle for various types of fusion welding. By constructing regression dependencies using the MathCAD system, mathematical formulas were obtained for determining the radius of weld transition to the base metal through the height-to-width ratio of the butt weld joint made by submerged arc and gas-shielded arc welding. 13 Ref., 3 Tabl., 3 Fig.

**Keywords:** butt welded joint, stress concentration, weld geometry, radius of weld transition to the base metal, flank angle, critical parameters, approximate calculation

Поступила в редакцію 17.05.2017



# ІНЖЕНЕРНИЙ ПІДХІД ДО ВИЗНАЧЕННЯ КОЕФІЦІЄНТА ІНТЕНСИВНОСТІ НАПРУЖЕНЬ ТА ПАРАМЕТРІВ РОСТУ ОСЬОВОЇ ТРІЩИНИ В КІЛЬЦЕВОМУ ЗВАРНОМУ ШВІ ТРУБОПРОВОДУ

В. В. КИРИЧОК, В. М. ТОРОП

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

Розглянуто проблему оцінки коефіцієнтів інтенсивності напружень в області зони залишкових зварювальних напружень. Запропоновано спільне застосування програмних комплексів Ansys Workbench та Abaqus/CAE і компілятора Python для точного визначення параметрів тріщиноздатності трубопроводів та посудин тиску. На прикладі трубного зразка 133×13 мм проведено моделювання процесу зварювання та наступного розкриття напівеліптичної тріщини в зоні залишкових напружень. Проведено аналіз можливого підростання дефекту від дії циклічних навантажень в області зварного шва та виявлено найбільш небезпечні зони по розташуванню осьових тріщин. Бібліогр. 6, рис. 5.

*Ключові слова:* коефіцієнт інтенсивності напружень, метод скінченних елементів, залишкові напруження, тріщина, скрипт, зварний шов

В зварних швах трубопроводів та посудин тиску, що відпрацювали значну частину ресурсу, часто виявляють тріщиноподібні дефекти. Причиною їх утворення зазвичай є механічна, структурна та хімічна неоднорідність, корозія, статичні та циклічні навантаження. Для того, щоб визначити, чи може трубопровід експлуатуватися з виявленим дефектом, необхідно для наявної тріщини оцінити її коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН), J-інтеграл чи критичне розкриття тріщини. Для зони, що розташована далеко від зварного шва, створені методики, що дають можливість досить точно оцінити ці параметри. Проте в області зварного шва утворюються пластичні деформації, які є причиною залишкових напружень і мають нерівномірний розподіл. Вони залежать від властивостей матеріалу, геометрії труби та режиму зварювання. Ці фактори не дають можливості оцінити КІН з мінімальними похибками. На даний момент існує стандартизована методика [1] по визначенню цього параметра. Вона передбачає визначення  $K_I$  шляхом суперпозиції робочої складової  $K_I$  та складової із залишкових напружень. Недоліком цього алгоритму є те, що він не передбачає особливості перерозподілу залишкових напружень після навантаження, не враховує параметри зварювання та не дає точної інформації щодо того, яку саме область слід розглядати як зварний шов.

В даній роботі викладена уточнена методика, з використанням якої КІН  $K_I$  можна оцінити методом скінченних елементів. Для цього необхідно провести моделювання термічного циклу зварю-

вання, та розв'язати на основі нього задачу залишково-напружено-деформованого стану. Після цього потрібно оцінити, яким чином пройде перерозподіл напружень після внесення тріщини. Аналітичне визначення залишкового напружено-деформованого стану після зварювання є складною проблемою, але сьогодні маємо вибір програмних інструментів, навіть готових підпрограм в відомих програмних комплексах скінченно-елементного аналізу, за допомогою яких його можна порахувати з високою точністю. Проте для моделювання тріщини, яка розкриється на зразку після вирішення тепломеханічної задачі, необхідне застосування особливих прийомів. Загалом це можливо зробити за допомогою програмних комплексів Ansys та Abaqus. На жаль, напяму реалізувати дану задачу в зручному для користувача інтерфейсі Ansys Workbench чи Abaqus/CAE неможливо, оскільки більшість команд, які потрібно при цьому транслювати до вирішувача, в них відсутня.

Пряме вивчення задачі з тріщиною, що з'являється на останньому кроці алгоритму, можна реалізувати з використанням параметричного моделювання в середовищі APDL (Ansys Parametric Design Language), робота в якому передбачає скриптування мовою, що подібна до FORTRAN. Інший шлях — це використання вирішувача Abaqus/Standard з паралельним параметричним моделюванням мовою FORTRAN. Обидва методи передбачають необхідність текстового програмування моделі і через це для більшості користувачів є занадто складними в реалізації. Тому створення особливої методики, яка б дала змогу

оцінити процес тріщиноутворення з високою точністю без параметричного моделювання, представляє значний практичний та науковий інтерес.

В роботі наведено результати вдалого поєднання можливостей Ansys Workbench та Abaqus/CAE для отримання необхідних параметрів тріщиностійкості. Задача вирішувалася на прикладі труби 133×13 мм, що виготовлена із сталі 20. Механічні та фізичні властивості матеріалу зразка, а також їх залежність від температури, моделювалися за допомогою програми «JMatPro» (цей модуль дозволяє отримати широкий спектр властивостей матеріалу в залежності від його хімічного складу та структури). Також бралася до уваги те, що характеристика тріщиностійкості (в'язкість руйнування)  $K_{Ic}$  для гарячекатаних трубних зразків зі сталі 20 складає близько  $160 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$ , а порогове значення  $K_{Ih}$  приймали рівним  $8 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$  [2].

Відповідно до роботи [3] сталеві трубопроводи з товщиною стінки до 16 мм і межею текучості до 600 МПа не схильні до крихкого руйнування. Проте, якщо коефіцієнт інтенсивності напружень перевищує значення  $K_{Ih}$  в області змінних навантажень, то слід очікувати підростання тріщини втоми. Процес росту тріщини втоми описується рівнянням Уолкера [2]:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^n}{(1-R)^{n(1-\gamma)}}, \quad (1)$$

де  $da/dN$  — це швидкість підростання тріщини за 1 цикл;  $\Delta K$  — розмах КІН складової  $K_I$ ;  $R$  — коефіцієнт асиметрії циклу по КІН;  $n$ ,  $C$ ,  $\gamma$  — константи матеріалу.

Для моделювання термічного циклу зварювання застосовувався Abaqus/CAE спільно зі скриптом Python [4] (загалом підпрограми Python мають ті ж можливості, що й інтерфейс CAE, проте їх зручно застосовувати для автоматизації побудови моделі з великою кількістю операцій). Для зменшення часу розрахунку розглядалася одна восьма частина труби з прикладенням до неї симетричних граничних умов (рис. 1). Термічний цикл моделювався для двохпрохідного зварювання. Перший прохід умовно виконувався по внутрішньому радіусу труби, другий після охолод-

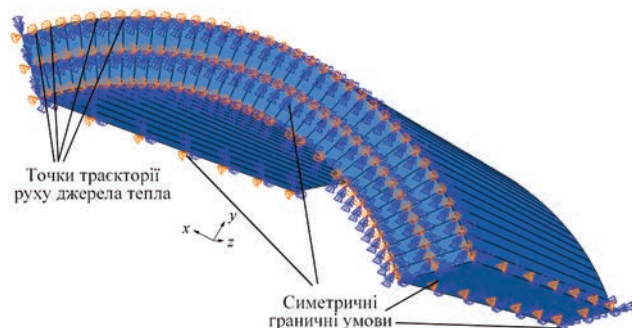


Рис. 1. Розрахункова модель тепломеханічної задачі

ження першого — по зовнішньому. Для імітації руху дуги та енерговиділення від дугового процесу по траєкторії зварювання в масивах точок по чергово активувалися, деякий час діяли і деактивувалися точкові джерела тепла. Детально дана методика описана в роботі [5]. За допомогою скрипту Python вдалося створити густе автоматичне розбиття траєкторії руху дуги таким чином, щоб мінімізувати «ривкоподібність» цього процесу.

Результат тепломеханічної задачі по кільцевим напруженням показано на рис. 2. Після імітації процесу зварювання до труби було прикладено робочий тиск величиною 22,5 МПа.

При навантаженні звареної труби робочим внутрішнім тиском виявилось, що додаткова пластична деформація в околі зварного шва практично відсутня, що дає право на наступному етапі знаходження КІН застосувати для даного зразка пружну модель.

Внесення тріщини в модель реалізували за допомогою ANSYS Workbench. Для цього було використано процедуру мапінгу полів напружень з першого етапу. Додатково було добудовано частину труби в осьовому напрямку для можливості моделювати тріщину при несиметричному її розташуванні відносно шва. Якщо область, що розглядається, ніяк не закріпити, то внесені за допомогою мапінгу напруження перерозподіляться і ми не зможемо отримати адекватну картину. Тому до розглядуваних зразків було застосовано жорстке закріплення по торцях та циліндрична фіксація в радіальному напрямку. Це дало можливість залишити залишкові напруження та забезпечити можливість розкриття берегів тріщини при її внесенні. В даному випадку похибка перенесення компоненти кільцевих залишкових напружень S11 з Abaqus до Ansys після врівноваження напружень не перевищує 10 %.

В роботі розглядався постульований осьовий дефект напівеліптичної форми зовні труби довжиною 16 та глибиною 8 мм. Тріщина по чергово розташовувалася в центрі шва і на різних відста-

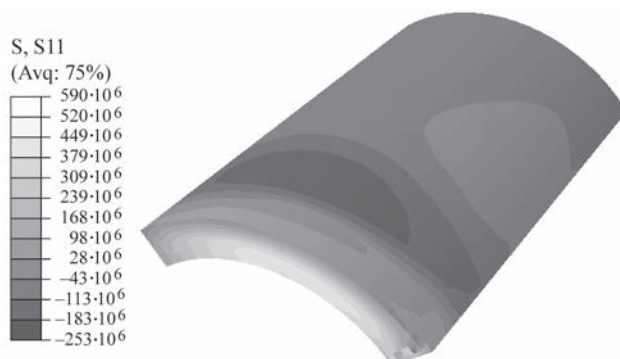


Рис. 2. Розподіл кільцевих залишкових напружень після зварювання (Па)

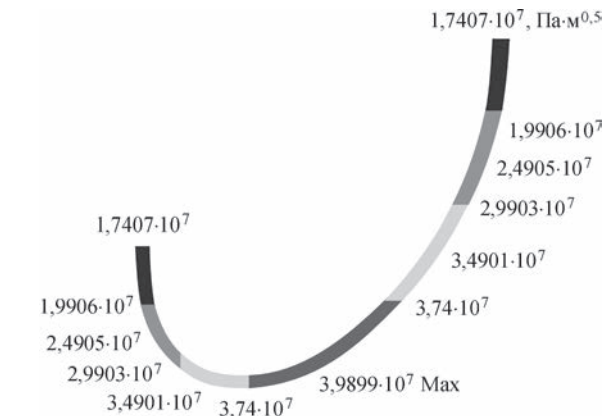


Рис. 3. Розподіл КІН тріщини від залишкових напружень

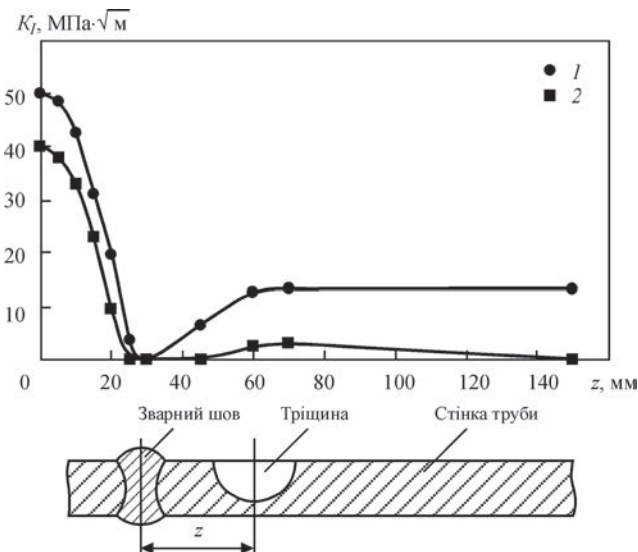


Рис. 4. Розподіл максимального КІН по осі труби в околі зварного шва (див. схему): 1 — зварювання+робочий тиск; 2 — зварювання

нях від нього в зоні дії залишкових напружень. Для прикладу, результати розподілу КІН від залишкових напружень в центрі шва представлено на рис. 3.

При віддаленні тріщини від зварного шва максимальний КІН спочатку зменшується до 0, а потім збільшується. Розподіл цієї величини в залежності від відстані до центру показано на рис. 4.

Наступним завданням стало оцінити, яким чином буде змінюватися КІН в зоні термічного впливу при прикладанні до труби робочого тиску. Для цього проводилося аналогічне моделювання з тою різницею, що на першому етапі в Abaqus після зварювального процесу прикладався внутрішній тиск. Розподіл КІН в залежності від відстані до центру шва при робочому навантаженні показано на рис. 4.

Для трубопроводу було проведено оцінку величини підростання дефекту за один цикл по формулі (1) в залежності від розташування тріщини щодо осі шва (рис. 5). При цьому величини  $n$ ,  $c$ ,  $\gamma$  отримано з графіків роботи [6]. Відповідно до роботи [6] ці константи для різних феритно-пер-

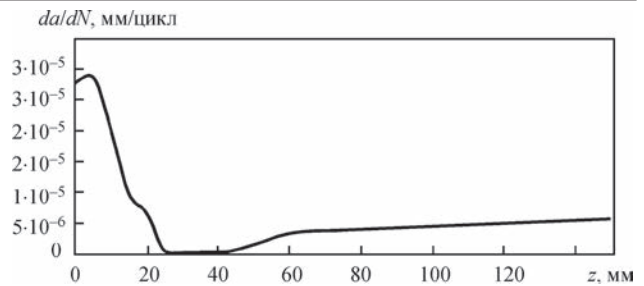


Рис. 5. Розподіл швидкості росту тріщини в залежності від її розташування в околі зварного шва

літних сталей практично не відрізняються. Для розглядуваного зразка при зварюванні мартенситна фаза майже не утворюється, тому для шва приймалися ті ж параметри тріщиностійкості, що і для основного металу. Результати розрахунків показали, що в зоні термічного впливу розмахи  $\Delta K_I$  є меншими, ніж для безшовної області труби, але асиметричність циклу сприяє тому, що швидкість підростання дефекту в області зварного шва в декілька разів перевищує швидкість росту в області труби, віддаленій від зони розташування пластичних деформацій.

### Висновки

Приведено методику визначення коефіцієнтів інтенсивності напружень в зоні термічного впливу з використанням методу скінченних елементів. Представлені можливості різних програмних засобів щодо моделювання процесу зварювання та визначення полів напружень трубних зразків з дефектами. Наведені результати розподілу КІН та швидкостей підростання дефекту в залежності від відстані тріщини до кільцевого зварного шва. Аналітично показано, що у випадку припущення однорідності механічних властивостей основного металу, зони зварного шва і зони термічного впливу осеві дефекти в зоні зварних з'єднань трубопроводів та посудин тиску є більш небезпечними, ніж тріщини в довільній точці труби, особливо при циклічних видах навантажень.

### Список літератури

1. ДСТУ-Н Б В.2.3-21:2008. *Визначення залишкової міцності магістральних трубопроводів з дефектами.*
2. Stephens R.I., Ali Fatemi, Stephens R.R., Fuchs H.O. (2001) *Metal fatigue in engineering (2-nd edition)*. New York, John Wiley & Sons.
3. ПНАЭ Г-7-002-86. (1989) *Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок.* Москва, Энергоатомиздат.
4. (2010) *Abaqus Scripting Reference Manual*. USA, Providence, RI.
5. Яхно Б. О. (2013) *Розрахунок зварних з'єднань з використанням програмного комплексу Abaqus: методичні вказівки*. Київ, НТУУ «КПІ».
6. Suryanarayana C. (2003) *Experimental techniques in material and mechanics*. Boca Raton, USA, Taylor & Francis Group.



## References

1. DSTU-N B.2.3-21:2008. Determination of residual strength of main pipelines with defects [in Ukrainian].
2. Stephens R.I., Ali Fatemi, Stephens R.R., Fuchs H.O. (2001) *Metal fatigue in engineering*. 2nd ed. New York, John Wiley & Sons.
3. PNAEG-7-002-86 (1989) *Codes of design on strength of equipment and pipelines of nuclear power plants*. Moscow, Energoatomizdat [in Russian].
4. (2010) *Abaqus Scripting Reference Manual*. USA, Providence, RI.
5. Yakhno B.O. (2013) *Calculation of welded joints using program complex Abaqus: Guidelines*. Kyiv, NTUU KPI [in Ukrainian].
6. Suryanarayana C. (2003) *Experimental techniques in material and mechanics*. Boca Raton, USA, Taylor & Francis Group.

В. В. Киричок, В. М. Тороп

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

#### ИНЖЕНЕРНЫЙ ПОДХОД К ОПРЕДЕЛЕНИЮ КОЭФФИЦИЕНТА ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ И ПАРАМЕТРОВ РОСТА ОСЕВОЙ ТРЕЩИНЫ В КОЛЬЦЕВОМ СВАРНОМ ШВЕ ТРУБОПРОВОДА

Рассмотрена проблема оценки коэффициентов интенсивности напряжений в области зоны остаточных сварочных напряжений. Предложено совместное применение программных комплексов Ansys Workbench и Abaqus/CAE и компилятора Python для точного определения параметров трещиностойкости трубопроводов и сосудов давления. На примере трубного образца 133×13 проведено моделирование процесса сварки

и последующего раскрытия полуэллиптической трещины в зоне остаточных напряжений. Проведен анализ возможного подрастания дефекта от действия циклических нагрузок в области сварного шва и выявлены наиболее опасные зоны по расположению осевых трещин. Библиогр. 6, рис. 5.

**Ключевые слова:** коэффициент интенсивности напряжений, метод конечных элементов, остаточные напряжения, трещина, скрипт, сварной шов

V.V. Kyrychok, V.M. Torop

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

#### ENGINEERING APPROACH TO DETERMINATION OF STRESS INTENSITY FACTOR AND PARAMETERS OF GROWTH OF AXIAL CRACK IN CIRCUMFERENTIAL WELD OF PIPELINE

The problem of evaluation of stress intensity factors in the zone of residual welding stresses was considered. The joint application of the software packages Ansys Workbench and Abaqus/CAE and the compiler Python for accurate determination of parameters of crack resistance of pipelines and pressure vessels was proposed. On the example of the pipe specimen 133×13, the simulation of welding process and subsequent opening of semi-elliptic crack in the zone of residual stresses was carried out. The analysis of the possible increment of defect from the action of cyclic loads in the weld region was performed and the most dangerous zones were found according to the location of axial cracks. 6 Ref., 5 Fig.

**Key words:** stress intensity factor, finite elements method, residual stresses, crack, script, weld

Надійшла до редакції 25.04.2017

**THE HELLENIC SOCIETY OF NDT (HSNT)**  
*National Non Profit Society, Member of EFNDT and ICNDT*  
**&**  
**THE WELDING GREEK INSTITUTE (WGI)**  
*National Non Profit Institute, Member of EWF and IIW*

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



22–24 октября 2018 г.

г. Афины, Греция

**Адрес:**

HSNT, PO BOX 64066, Zographou 157 10, Athens, Greece.  
Phone-Fax: (+30) 210-772 3759, Website: www.hsnt.gr. E-mail: hsnt@hsnt.gr  
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

## Высокие технологии мирового уровня от RFA Robotics\*

Внедрение роботизированных комплексов на украинских предприятиях стало привычным делом и можно с уверенностью сказать, что модель современного производства за последние десятилетия видоизменилась, стала другой. Сегодня Украина переживает момент определения своего места в мировом распределении труда и прибыли, одним из наиболее важных факторов в этом процессе является скорость освоения промышленными предприятиями современных технологий и вхождения в новый технологичный мир глобальной информации, от этого зависит будущее страны. Поэтому многие предприятия уделяют повышенное внимание высокотехнологичному инжинирингу, внедрению хай-тек технологий 4.0. Трансформация производства неизбежна для компаний, которые хотят выжить в условиях резко меняющейся конкурентной среды. Поэтому сегодня многие заводы активно включаются в процесс модернизации существующего производства, инвестируя средства в высокотехнологичное оборудование.

Компания *RFA Robotics* (отдел роботизации предприятия ООО «Триада-Сварка») интегратор роботизированных сварочных комплексов, официальный представитель компании *Yaskawa Motoman*, одной из ведущих в мире компаний-производителей промышленных роботов, систем управления, серводвигателей, контроллеров.

**Компания Yaskawa самостоятельно производит все основные компоненты и технологии для своих роботов, использует новейшие технологии для их изготовления — роботы производят роботов. Компанией произведено и запущено в эксплуатацию более 360000 роботов по всему миру. Группа Yaskawa Electric была основана в 1915 г. со штаб-квартирой в г. Китакусю, Япония. Внедрение робототехники Yaskawa ведется по всему миру, а европейская история Yaskawa Motoman насчитывает более 40 лет.**

Руководитель компании *RFA Robotics* Красносельский К. В. рассказал об особенностях внедрения робототехнических комплексов (РТК) в украинское производство, взяв за основу последний реализованный проект: «Мы разработали и реализовали еще один сложный, уникальный проект по внедрению РТК в уже существующее производство. Перед нами стояла непростая задача: на определенном участке уже существующего работающего производства нужно было заменить ручную дуговую сварку определенных элементов детали роботизированным процессом сварки. Конфигурация свариваемых деталей сложная: подкладки с прямолинейными, криволинейными и кольцевыми швами.

Проект включал следующие этапы:

- ♦ анализ номенклатуры свариваемых деталей;
- ♦ разработка технологии сварки с применением промышленных роботов для автоматизации сварочных процессов;
- ♦ проектирование, разработка и запуск роботизированного сварочного комплекса (РТК);
- ♦ изготовление оснастки: механических сборочных и сварочных кондукторов;
- ♦ полный комплект услуг по их дальнейшему обслуживанию и технической поддержке;
- ♦ обучение персонала предприятия-заказчика программированию робота.



При комплектации роботизированного комплекса мы использовали оборудование передовых мировых производителей: *Yaskawa* (Япония), *Fronius* (Австрия), *Abicor Binzel* (Германия), сварочные материалы *Askaynak* (Турция). Мы являемся официальными представителями всех этих компаний в Украине.

**Компания Fronius — мировой лидер в области разработки и производства сварочного оборудования, интеллектуальных сварочных систем; компания Abicor Binzel — мировой лидер по производству сварочных горелок и роботопериферии; компания Askaynak — мировой лидер по производству сварочных материалов.**

\* Статья на правах рекламы.



Украинские заводы серьезно подходят к вопросу выбора интегратора. Обычно всем кандидатам предлагают самим определить формат и механизм внедрения новой технологии сварки конкретных изделий, сформировать структуру взаимодействия с уже существующим производством. Предприятие *RFA Robotics* в установленные сроки разрабатывает и предлагает уникальную технологию сварки, в соответствии с которой разрабатывается проект участка для роботизированной сварки и проект роботизированного технологического комплекса для изготовления необходимых деталей. Как правило, проект полностью решает все поставленные задачи и открывает возможности для дальнейшего развития и роста производства».

Помимо общих технических решений *RFA Robotics* самостоятельно проектирует и изготавливает инструментальную оснастку и кондукторы, уникальные вспомогательные элементы, зажимные устройства, защитные сварочные системы *Weld-Zakhyst*.

**Компания *Weld-Zakhyst* — подразделение предприятия ООО «Триада-Сварка», занимается проектировкой, разработкой, изготовлением и монтажом защитных сварочных систем, современных мобильных конструкций, предназначенных для защиты людей и окружающего пространства от сварочных брызг, опасного сварочного излучения и высоких температур. Производство базируется на производственных мощностях предприятия ООО «Триада-Сварка», вся техническая документация разработана конструкторским отделом предприятия на базе многолетнего опыта изучения подобных систем. Все сварочные узлы металлоконструкций сварочных ограждений *Weld-Zakhyst* производятся на роботизированном комплексе, что обеспечивает их высокую надежность и длительный срок эксплуатации. Защитные ПВХ материалы, используемые для изготовления защитного полотна, отвечают всем европейским стандартам и требованиям EN-1598. Сервисный центр Триада-Сварка обеспечивает гарантийное обслуживание всех систем защиты *Weld-Zakhyst*.**

Установка и запуск нового РТК позволяют заводам выполнять заказы в соответствии со всеми установленными стандартами и требованиями европейского образца, полностью устранять брак в производстве и получать 100%-е качество свариваемых деталей. При этом значительно увеличивается производительность труда. Немаловажны экономия ресурсов, расходных и сварочных материалов, повышение уровня культуры производства.

В состав роботизированного технологического комплекса последнего реализованного проекта *RFA Robotics* входят:

- ♦ робот Yaskawa Motoman (Япония) MA 1440;
- ♦ контроллер DX 200 производства Yaskawa (Япония), многоцелевой, с возможностями последующего управления 8 роботами одновременно и создания до 16 инструментов на работе;
- ♦ позиционер VMS 1500 SD производства Yaskawa (Япония), может использоваться в качестве базового модульного привода для множества станций;
- ♦ система поиска шва Seam Finding (Yaskawa, Япония);
- ♦ система корректировки положения горелки во время сварки ComArc (Yaskawa, Япония);
- ♦ программный пульт управления PHG с сенсорным экраном (Yaskawa, Япония);
- ♦ интеллектуальный сварочный аппарат TPS 500i производства Fronius, Австрия;



♦ устройство подачи проволоки WF 25i R (Fronius, Австрия);

♦ сварочная горелка Abirob 500W производства Binzel, Германия;

♦ станция очистки горелки BRS для автоматического обслуживания сопел горелок (Binzel, Германия);

♦ поворотный стол, имеющий четыре станции для крепления деталей (спроектировано и произведено RFA Robotics);

♦ система крепежей и кондукторов с гибкой системой закрепления и возможностью установки и закрепления всей номенклатуры деталей заказчика (спроектировано и произведено RFA Robotics);

♦ защитные сварочные системы ограждения (спроектировано и произведено Weld-Zakhyst).

*Уникально:* система корректировки положения горелки ComArc, которая отслеживает изменения напряжения на дуге во время сварки, применена в Украине впервые. Специалисты предприятия RFA Robotics прошли специальное обучение у европейских специалистов Yaskawa по работе с системой ComArc.

Благодаря новаторским решениям, которые принимают руководители заводов, происходят изменения и в принципах управления и функционирования отдельных элементов производства: от организации отдельных рабочих мест, внимания к отдельному человеку, его защите от неблагоприятных условий труда, до связи в единую систему всей технологической цепочки, включая взаимодействие с компанией-интегратором и в дальнейшем. Желание интегрироваться в глобальный мир неизменно ведет к стабильности, а значит дает предприятиям уверенность в будущем.

В этом году предприятию ООО «Триада-Сварка» исполняется 25 лет (основано в 1992 г.) Все это время компания стремится интегрироваться в глобальный мир технологий, развивает в Украине направление роботизации промышленных процессов, используя опыт и наивысшие достижения мировой промышленности (специалисты RFA Robotics проходят стажировку и обучение на передовых предприятиях, роботолaborаториях Европы).

ООО «Триада-Сварка» первая в мире и единственная в Украине получила сертификат CFD Fronius, что означает полное соответствие европейским стандартам уровня подготовки и наличия собственной технической базы в области сварочного оборудования и технологий.

Директор ООО «Триада-Сварка» Красносельский К. В.: «Это не первый наш проект по роботизации. Стремление вывести Украину на высший уровень мировой экономики, быть лидерами в своей отрасли, нести культуру инноваций, приводит к смене бизнес-модели и способов ведения бизнеса в стране, пробуждает к переменам во всем, начиная с себя, с собственного предприятия. И эти перемены формируют новый этап хай-тек развития общества в целом. Формирование единой платформы 4.0. — горизонтальная и вертикальная интеграция IT, объединение различных технологий в разных сферах, взаимодействие всех со всеми — даст украинским предприятиям преимущества в эффективности, продуктивности, сокращении затрат; даст основу для роста на уровне отрасли, страны, нации. Нам нужно объединять усилия, Триада-Сварка — активный участник национального движения «Индустрия 4.0» в Украине. Объединяясь, мы сможем многое и тогда будущее станет реальностью уже через каких-то десять лет».

Е. Г. Красносельская

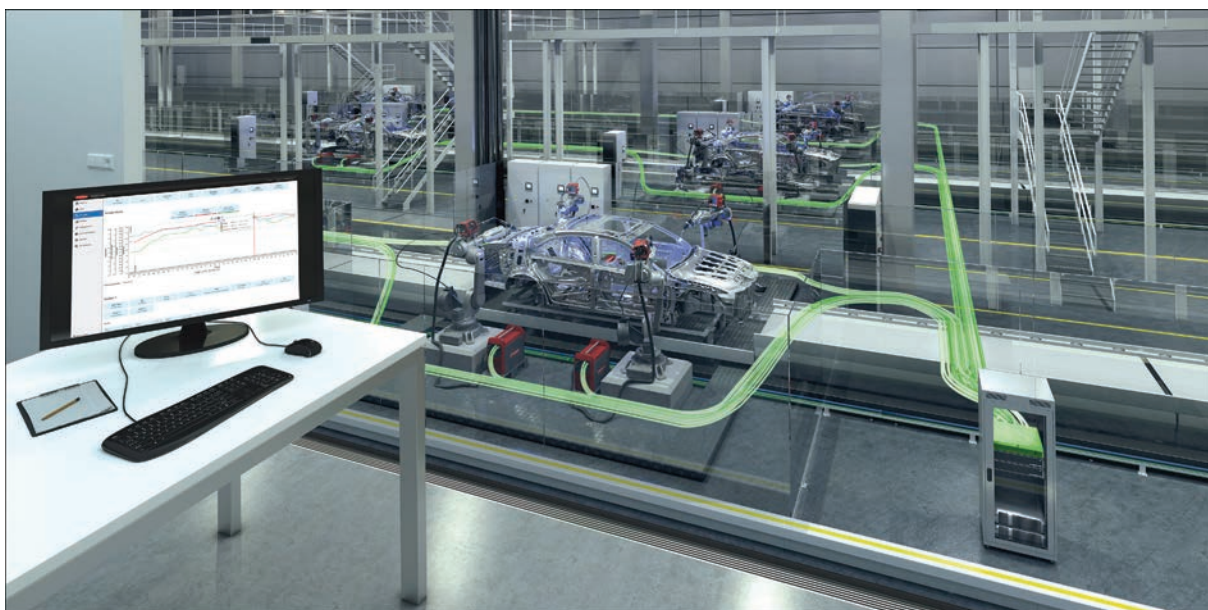


Украина, г. Запорожье  
+38(061) 220-00-79, 233-10-58  
www: rfa-robotics.com



## **Компания Fronius на крупнейшей международной выставке по сварке и резке «Schweissen & Schneiden 2017» — сварка в цифровом мире\***

Выставка «Schweissen & Schneiden 2017», которая пройдет в Дюссельдорфе с 25 по 29 сентября, станет хорошей возможностью для компании Fronius продемонстрировать свое стремление к широкому внедрению цифровых технологий. Проблемы термического соединения и их решения в условиях «Индустрии 4.0» станут основой экспозиции компании на выставке. Fronius покажет свои цифровые решения, включая систему управления данными WeldCube, которая может использоваться для сбора и анализа сварочных данных. Также будет показан сварочный процесс LaserHybrid, который сочетает преимущества лазерной сварки и сварки MIG. Теперь этот процесс можно использовать совместно с интеллектуальной сварочной платформой TPS/i. ArcTig — новое решение для механизированной сварки TIG от Fronius, которое отличается высокими скоростями сварки. В своей линейке систем для ручной сварки компания Fronius представит новую серию TIG, состоящую из моделей MagicWave 190, TransTig 230i и MagicWave 230i. Эта серия идеально подходит для тех применений, где требуется высокое качество сварного шва. На посетителей также произведет впечатление гибкий универсальный



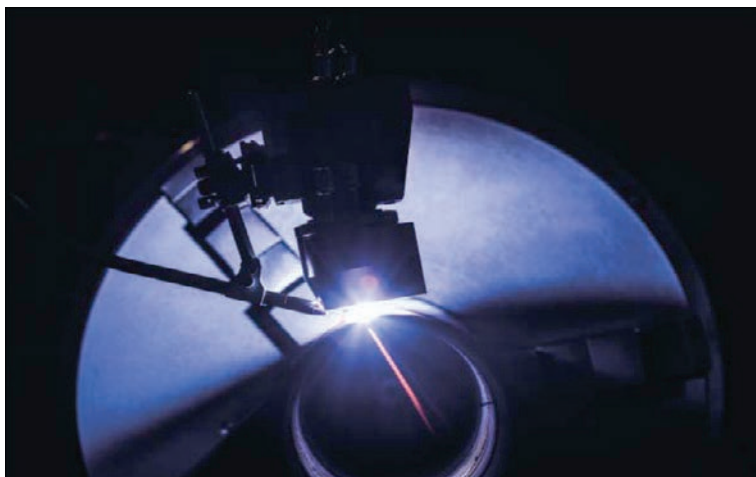
WeldCube — система управления данными, которая осуществляет сбор, анализ и оценку сварочных данных от многих источников питания

источник TransSteel 2200. Благодаря малой массе и поддержке трех сварочных процессов эта модель подходит практически для любых задач ручной сварки. Разработчики сварочной автоматики представляют последнее поколение сварочных тележек MAG и головок для орбитальной сварки. Кроме демонстрации инноваций в области ручной, роботизированной и автоматизированной сварки, а также точечной сварки сопротивлением, специалисты Fronius уделяют достаточно времени личному общению с посетителями. Они обсудят с потенциальными заказчиками их интересы и потребности, а также ответят на возникшие вопросы. Во время наглядных демонстраций посетители выставки смогут увидеть в работе сварочные системы и источники питания Fronius.

Регистрация, визуализация и анализ сварочных данных приобретают все большее значение во многих производственных операциях. Система управления данными WeldCube от Fronius позволяет осуществлять регистрацию, анализ и оценку сварочных данных от множества источников питания. На предстоящей выставке эта система будет представлена в варианте, предназначенном для внедрения на месте эксплуатации (т. е. как чисто программное реше-

\* Статья на правах рекламы.





ArcTig — решение для механизированной сварки TIG, которое обеспечивает высокое качество и скорость сварки

сочетает преимущества сварки MIG и сварки лазерным лучом. Теперь лазерно-гибридный процесс можно использовать с интеллектуальной сварочной платформой TPS/i. Благодаря этому заказчики могут воспользоваться преимуществами новой модульной платформы источников питания, а также новыми характеристиками и процессами. Компания Fronius также разработала механизированную систему для сварки TIG, которая призвана обеспечить высокий уровень эффективности без ущерба для качества сварного шва — ArcTig. Эта система позволяет значительно сократить объемы подготовительных работ и последующих переделок. Более того, используемый в ней сварочный процесс обеспечивает намного большую скорость сварки, чем традиционная сварка TIG.

На предстоящей выставке в Дюссельдорфе Fronius также представит новую серию продуктов для ручной сварки TIG. Модели MagicWave 230i и TransTig 230i — первые источники питания от нашей компании, которые способны обмениваться данными с другими устройствами при помощи технологий Bluetooth, Wi-Fi и NFC. Ведь в системах для ручной сварки также требуются расширенные возможности обмена данными. Системы для сварки TIG — MagicWave 190, 230i и TransTig 230i — идеально подходят для тех областей применения, где требуется высокое качество и идеальный внешний вид сварного шва. Еще одна инновация компании позволяет заказчикам выполнять широкий спектр повседневных задач. Модель TransSteel 2200 поддерживает сварку MMA (сварка стержневым электродом), MIG/MAG и TIG в одном устройстве, благодаря чему эта модель идеально подходит для разнообразных задач. Данная модель отличается удобством в эксплуатации, прочностью и долговременной надежностью. Обладая массой всего 15,5 кг, она является одним из самых легких источников питания для ручной сварки.

Эти новые решения будут представлены на выставке «Schweissen&Schneiden» (зал 10, стенд F22/H22), которая пройдет в Дюссельдорфе с 25 по 29 сентября.

*Fronius International — австрийское предприятие с главным офисом в Петтенбахе и отделениями в Вельсе, Тальхайме, Штайнхаусе и Заттледте. Предприятие специализируется на системах для зарядки батарей, сварочном оборудовании и солнечной электронике. Всего штат компании насчитывает 3817 сотрудников. Доля экспорта составляет 89 %, что достигается благодаря 24 дочерним компаниям, а также международным партнерам по сбыту и представителям Fronius более чем в 60 странах. Благодаря первоклассным товарам и услугам, а также 1242 активным патентам, Fronius является лидером в области технологий на мировом рынке.*



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



Подписка на журнал «Автоматическая сварка»  
www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/as  
Подписной индекс 70031

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  
Подписной индекс 21971

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).



**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 05.09.2017. Формат 60×84/8. Офсетная печать.  
Усл. печ. л. 9,14. Усл.-отт. 9,99. Уч.-изд. л. 10,44.  
Печать ООО «ДИА».  
03022, г. Киев-22, ул. Васильковская, 45.