Восьмая международная конференция

ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

Сборник трудов

Под редакцией И. В. Кривцуна

11–15 сентября 2017, Одесса, Украина

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
National Technical University of Ukraine «KPI Igor Sikorsky»
International Association «Welding»

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ
НТУУ «Киевский политехнический институт им. И. Сикорского»
Международная Ассоциация «Сварка»

BEAM TECHNOLOGIES IN WELDING AND MATERIALS PROCESSING

ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

Сборник трудов Восьмой международной конференции
11–15 сентября 2017 г., Одесса, Украина

Proceedings of the Eight International Conference
11–15 September, 2017, Odessa, Ukraine

Под редакцией профессора И. В. Кривцуна

Edited by Prof. I. V. Krivtsun

Organizer of the Conference
International Association «Welding»

Организатор конференции
Международная Ассоциация «Сварка»

Киев 2017 Kiev

(2017) **Лучевые технологии в сварке и обработке материалов:** Сб. докл. Восьмой межд. конф. / Под редакцией проф. И. В. Кривцуна. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2017. — 128 стр. (электронное издание http://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp2017.pdf).

В сборнике представлено 23 доклада Восьмой международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» (11–15 сентября 2017 г., Одесса, Украина), в которых отражены достижения за последние годы в области электронно-лучевых и лазерных технологий при сварке, наплавке, обработке материалов и в специальной электрометаллургии. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из Украины, Беларуси, Канады, Китая, Ирана и Польши. Для научных и инженерно-технических работников.

Организаторы конференции выражают благодарность ГП «НПЦ «Титан»
ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины и Центру электронно-лучевой сварки
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев) за финансовую поддержку.

Издательский проект: А. Т. Зельниченко

Компьютерная верстка: Т. Ю. Снегирева, Д. И. Середа

Издательский Дом «Патон» — издание журналов, книг, тематических сборников,
трудов конференций и другой печатной продукции в области сварки и родственных процессов.
www.patonpublishinghouse.com

Свидетельство серия ДК, № 3497 от 4 июня 2009 г.

Доклады публикуются в авторской редакции.

На первой странице обложки приведена фотография образцов из титанового сплава,
полученных по технологии xBeam 3D Metal Printer и изделие «Муха» —
ручная аргонодуговая сварка, наплавка (*художник–сварщик Дмитрий Кушнирук*).

© Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2017
© Международная Ассоциация «Сварка», 2017

Подписано в печать 21.12.2017. Формат 60×84/8. Гарн. Таймс.

СОДЕРЖАНИЕ

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ 7

Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В., Вржижевский Э. Л. Влияние электронно-лучевой сварки и локальной термической обработки на свойства сварных соединений высокопрочного псевдо β-титанового сплава ВТ19 7

Ахонин С. В., Березос В. А., Пикулин А. Н., Северин А. Ю., Ерохин А. Г. Получение высокопрочных сплавов титана методом электронно-лучевой плавки 11

Ахонин С. В., Пикулин А. Н., Березос В. А., Северин А. Ю., Ерохин А. Г. Электронно-лучевое оплавление слитков высокопрочных α + β и псевдо-β- сплавов титана 19

Ахонин С. В., Северин А. Ю., Березос В. А., Пикулин А. Н., Ерохин А. Г. Получение слитков интерметаллидных сплавов в электронно-лучевых установках 24

Гречанюк Н. И., Гречанюк В. Г. Дисперсные и слоистые композиционные нанокристаллические материалы на основе меди и молибдена 28

Григоренко С. Г., Белоус В. Ю. Структура и свойства сварных соединений титана, легированного бором, полученных электронно-лучевой сваркой 39

Ковальчук Д. В., Мельник В. И., Мельник И. В., Тугай Б. А. Новые возможности аддитивного производства с технологией xBeam 3D Metal Printing 45

Кривцун И. В., Ахонин С. В., Березос В. А., Северин А. Ю. Модель испарения многокомпонентных сплавов при электронно-лучевой плавке 53

Ланкин Ю. Н., Соловьев В. Г., Семикин В. Ф., Суший Л. Ф., Осечков П. П., Романова И. Ю., Байштрук Е. Н. Компьютерная система графического проектирования разверток и моделирование результирующего распределения плотности тока електронного луча 59

Ланкин Ю. Н., Соловьев В. Г., Суший Л. Ф., Осечков П. П. Видеосистема автоматического регулирования уровня жидкого металла при электронно-лучевой плавке 61

Махненко О. В., Миленин А. С., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И., Козлитина С. С., Дзюбак Л. И., Ковальчук Д. В. Моделирование температурных полей для различных типов трехмерных образцов при их послойном формировании на оборудовании электронно-лучевой наплавки xBeam 3D Metal Printer 63

Махненко О. В., Мужиченко А. Ф. Расчетная оценка сопротивления усталости сварных соединений конструкции корпуса ТГА космического назначения для спектра эксплуатационных загрузок 69

Нестеренков В. М., Матвейчук В. А., Русыник М. О. Принципы получения промышленных изделий методом быстрого прототипирования с применением электронно-лучевых технологий 73

Нестеренков В. М., Орса Ю. В., Хрипко К. С., Гусев Ю. В. Восстановительный ремонт элементов и узлов газотурбинных двигателей 78

ЛАЗЕРНЫЕ И ГИБРИДНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ 83

Девойно О. Г., Кардаполова М. А., Авсиевич А. М., Швец И. В. Эффективность использования лазерной закалки для увеличения прочности зубчатых колес 83

Djaber Fadi, Golovko L. Application of laser radiation for manufacture of diamond abrasive tools 87

Domański T., Piekarska W., Kubiak M. Study of properties of welded joint using Dantec's ISTRA 4D Systems 92

Кривцун И. В., Коржик В. Н., Хаскин В. Ю., Сидорец В. Н., Chunlin Dong. Установка нового поколения для лазерно-микроплазменной сварки 95

Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Шелягин В. Д., Бердникова Е. Н., Бернацкий А. В., Сиора А. В., Алексеенко Т. А., Половецкий Е. В. Роль структуры в изменении эксплуатационных свойств сварных соединений высокопрочных сталей, выполненных дуговой, лазерной и гибридной лазерно-дуговой сваркой 101

Piekarska W., Kubiak M., Saternus Z., Domański T. Numerical prediction of deformations in spirally welded pipes using different welding techniques 108

Шелягин В. Д., Лукашенко А. Г., Хаскин В. Ю., Бернацкий А. В., Сиора А. В., Шуба И. В. Обзор разработок в области техники и технологии лазерной сварки, выполненых в ИЭС им. Е. О. Патона (Обзор) 111

ПРИМЕНЕНИЕ КОНЦЕНТРИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ НАГРЕВА В МЕДИЦИНЕ 117

Худецький І. Ю., Крівцун І. В., Антонова-Рафі Ю. В. Перспективи застосування конвекційно-інфрачервоних випромінювань для обробки живих тканин 117

Худецький І. Ю., Стасюк Ю. П., Антонова-Рафі Ю. В., Максименко В. Б. Порівняльні можливості конвекційно-інфрачервоних технологій при абляції на відкритому серці 121

Именной указатель 127

CONTENTS

ELECTRON BEAM TECHNOLOGIES 7

Akhonin S. V., Belous V. Yu., Selin R. V., Vrzhyzhevskii E. L. Effect of electron beam welding and local heat treatment on properties of welded joints of high-strength pseudo β-titanium alloy VT19 7

Akhonin S. V., Berezos V. A., Pikulin A. N., Severin A. Yu., Erokhin A. G. Producing high-strength titanium alloys using electron beam melting method 11

Akhonin S. V., Pikulin A. N., Berezos V. A., Severin A. Yu., Erokhin A. G. Electron beam fusion of ingots from high-strength α + β and pseudo-β-titanium alloys 19

A*khonin S. V., Severin A. Yu., Berezos V. A., Pikulin A. N., Erokhin A. G.* Producing the ingots of intermetallic alloys in electron beam units 24

Grechanyuk N. I., Grechanyuk V. G. Dispersed and laminated composite nano-crystalline materials based on copper and molybdenum 28

Grigorenko S. G., Belous V. Yu. Structure and properties of welded joints of boron-alloyed titanium produced by electron beam welding 39

Kovalchuk D. V., Melnik V. I., Melnik I. V., Tugai B. A. New possibilities of additive manufacturing with xBeam 3D Metal Printing technology 45

Krivtsun I. V., Akhonin S. V., Berezos V. A., Severin A. Yu. Model of evaporation of multi-component alloys in electron beam melting 53

Lankin Yu. N., Solovev V. G., Semikin V. F., Sushyi L.F., Osechkov P. P., Romanova I. Yu., Baishtruk E. N. Computer system for graphic design of scanning and modelling of resulting distribution of electron beam current density 59

Lankin Yu. N., Solovev V. G., Sushyi L. F., Osechkov P. P. Video system for automatic regulation of level of liquid metal in electron beam melting 61

Makhnenko O. V., Milenin A. S., Velikoivanenko E. A., Rosynka G. F., Pivtorak N. I., Kozlitina S. S., Dzyubak L. I., Kovalchuk D. V. Modelling of temperature fields for different types of 3D samples at their layer-by-layer forming using electron beam melting equipment xBeam 3D Metal Printer 63

Makhnenko O. V., Muzhychenko A. F. Calculated evaluation of fatigue resistance of welded joints of space designation TGA body structure for a range of service loads 69

Nesterenkov V. M., Matveychuk V. A., Rusynik M. O. Principles of production of commercial products by quick prototyping method using electron beam technologies 73

Nesterenkov V. M., Orsa Yu. V., Khripko K. S., Gusev Yu. V. Repair restoration of elements and assemblies of gas turbine engines 78

LASER AND HYBRID TECHNOLOGIES 83

Devoino O. G., Kardapolova M. A., Avsievich A. M., Shvets I. V. Effeciciency of application of laser quenching to increase gear wheel strength 83

Djaber Fadi, Golovko L. Application of laser radiation for manufacture of diamond abrasive tools 87

Domański T., Piekarska W., Kubiak M. Study of properties of welded joint using Dantec's ISTRA 4D Systems 92

Krivtsun I. V., Korzhyk V. N., Khaskin V. Yu., Sydorets V. N., Chunlin Dong. New generation unit for laser-microplasma welding 95

Markashova L. I., Poznyakov V. D., Shelyagin V. D., Berdnikova E. N., Bernatskii A. V., Siora A. V., Alekseenko T. A., Polovetskii E. V. Role of structure in change of service properties of welded joints from high-strength steels produced by arc, laser and hybrid laser arc welding 101

Piekarska W., Kubiak M., Saternus Z., Domański T. Numerical prediction of deformations in spirally welded pipes using different welding techniques 108

Shelyagin V. D., Lukashenko A. G., Khaskin V. Yu., Bernatskii A. V., Siora A.V., Shyba I. V. Review of developments in the field of equipment and technology of laser welding carried out at the E. O. Paton Electric Welding Institute (Review) 111

CONCENTRATED HEAT SOURCES IN MEDICINE 117

Khudetskii I. Yu., Krivtsun I. V., Antonova-Rafi Yu. V. Perspectives of application of convective-infrared irradiation for live tissues processing 117

Khudetskii I. Yu., Stasyuk Yu. P., Antonova-Rafi Yu. V., Maksymenko V. B. Comparative possibilities of convective-infrared technology in ablation on open heart 121

Name Index 128

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ И ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОГО ПСЕВДО β-ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ19

С.В. АХОНИН, В.Ю. БЕЛОУС, Р.В. СЕЛИН, Э.Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Титановые псевдо-β-сплавы имеют высокую прочность, достигающую 1200…1400 МПа в состаренном состоянии, и высокую пластичность в закаленном состоянии, которая позволяет подвергать их интенсивной холодной деформации [1]. К псевдо β-сплавам относят сплавы, в которых при закалке от температуры β-области в структуре почти полностью фиксируется β-фаза. В ведущих материаловедческих центрах России, США, ЕС и Китая проводятся интенсивные работы по созданию новых и модернизации существующих псевдо-β титановых сплавов, так сплав VST5553 (Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr) уже используют в самолетах производства фирмы Boeing [2]. Важной проблемой является разработка технологии сварки псевдо-β-сплавов, которая должна обеспечить оптимальный фазовый состав, а также режимов термической обработки соединений для достижения комплекса высоких механических свойств соединений с прочностью не менее 0,9...0,95 от прочности основного материала. Электронно-лучевая сварка позволяет совместить такие технологические операции как сварка и термическая обработка, что позволяет обеспечить высокое качество получаемых соединений [4, 5].

Целью работы является определение влияния режима сварки, предварительного подогрева, локальной термообработки и печного отжига на свойства сварных соединений псевдо-β титанового сплава ВТ19, выполненных ЭЛС.

Выполняли сварку образцов размером 200×50×6 мм. Электронно-лучевую сварку осуществляли на модернизированной установке УЛ-144, оснащённой энергоблоком ЭЛА 60/60. Предварительный нагрев осуществлялся до температуры 400 °С, контроль температуры осуществлялся с помощью термопар, прикрепленных с корневой стороны шва. Подробно методика предварительного подогрева описана в работе [6]. Схема локальной термической обработки представлена на рис. 1. Мощность электронного луча в процессе локальной термической обработки (ЛТО) составляла около 3 кВт, и подвергалась корректировке для поддержания температуры в зоне обработки на уровне 750 °С.

Сварку выполняли на режиме: $U_{уск}$ = 60 кВт, $I_{луча}$ = 80 мА.

Исследовались свойства соединений выполненных при скоростях сварки 7 мм/с и 11 мм/с. Механические свойства полученных сварных соединений приведены в табл. 1.

Основной металл (ОМ) сплава ВТ19 содержит равноосные полиэдрические зерна с равномерно распределенными по телу зерна дисперсными выделениями α-фазы (рис. 2, *а*). Размер α-частиц составляет 1…2 мкм и меньше. Количество β-фазы в ОМ в состоянии после проката составляет 44,3 % (табл. 2).

В металле шва, выполненного со скоростью 7 мм/с, преобладают крупные, равноосные полиэдрические β-зерна. Металл шва состоит практически из чистой β-фазы (см. рис. 2, *б*) с волосовидными границами, количество β-фазы 99,3 %.

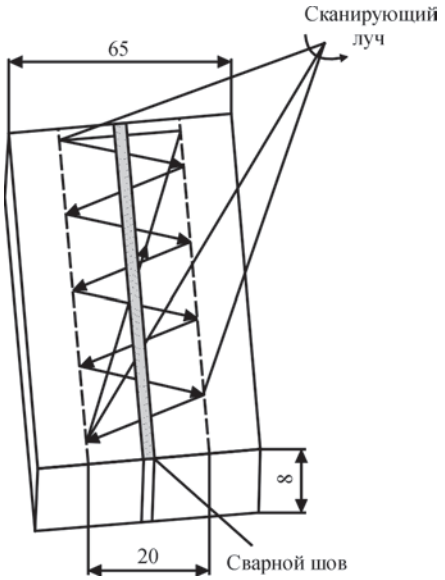


Рис. 1. Схема сканирования сварного соединения псевдо-β титанового сплава ВТ19, при локальной электронно-лучевой термообработке (750 °С, 10 мин)

© С.В. АХОНИН, В.Ю. БЕЛОУС, Р.В. СЕЛИН, Э.Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ, 2017

Таблица 1. Свойства сварных соединений титанового сплава ВТ19, выполненных ЭЛС

№ образеца	Тип образца, скорость сварки, термообработка	Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость металла шва *KCV*, Дж/см^2
1	Основной металл	958	887	12	47	27
2	ВТ19.С8 Сварное соединение, 7 мм/с	876	842	11,3	36,8	29
3	ВТ19.С9 Сварное соединение, 11 мм/с	907,7	870,0	10,0	45,9	28
4	ВТ19.С7 Сварное соединение, 7 мм/с, предварительный подогрев 400 °С	893	879	12	47	21
5	ВТ19.С6 Сварное соединение, 7 мм/с, предварительный подогрев 400 °С, ЛТО (750 °С, 10 мин)	937	868	5,3	19	20
6	ВТ19.С8.Т.О. Сварное соединение, 7 мм/с, отжиг (750 °С, 1 ч)	1026,7	985,7	12,0	31,5	16
7	ВТ19.С9.Т.О. Сварное соединение, 1 мм/с, отжиг (750 °С, 1 ч)	1023,7	984,9	8,7	30,6	17

Участок ЗТВ, примыкающий к шву, претерпевший полное полиморфное превращение — не широкий, его ширина составляет 2–3 зерна. Участок полного полиморфного превращения состоит из практически чистой β-фазы (рис. 2, *в*).

Прочность сварных соединений находится на уровне 91 % при этом структура неравновесная и требует применения термообработки получение однородной равномерной структуры.

Металл шва сплава ВТ19, выполненного со скоростью сварки 11 мм/с, также состоит из равноосных и вытянутых в направлении теплоотвода зерен β-фазы, границы которых проявляются на фоне дендритной структуры (рис. 2, *г*), в некоторых зернах металла шва встречаются немногочисленные дисперсные фазовые выделения. Количество β-фазы незначительно снизилось и составляет 92 %. Прочность сварного соединения находится

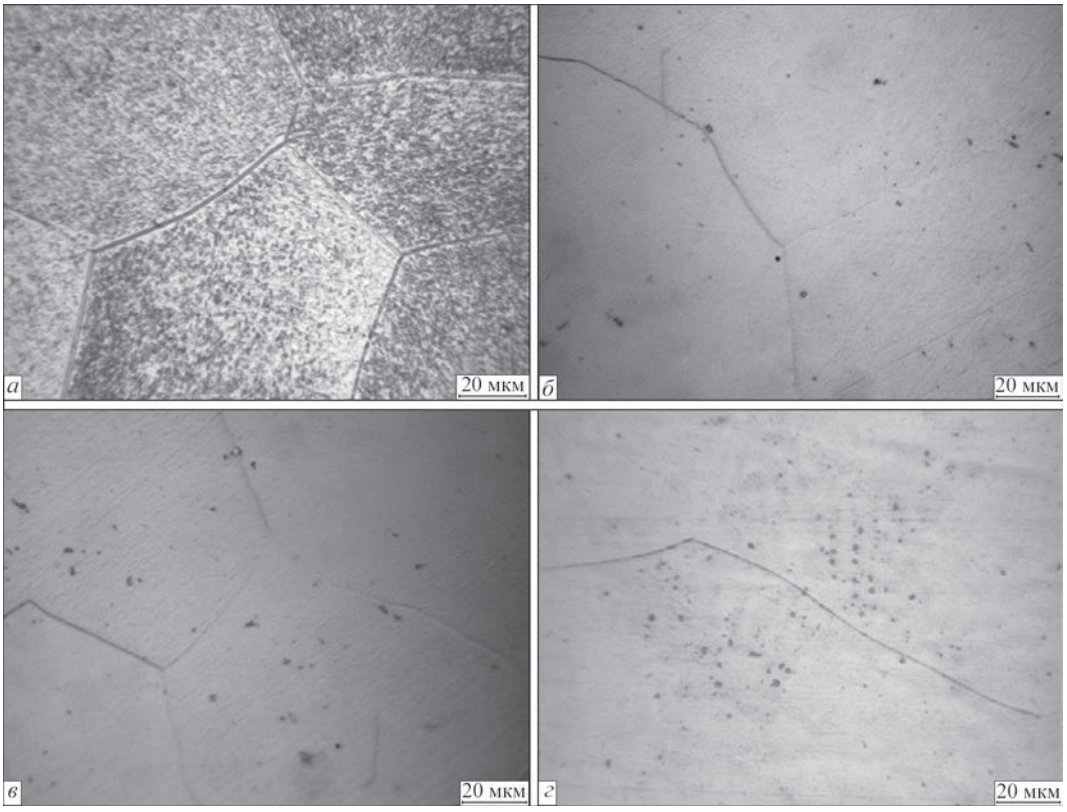


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения титанового сплава ВТ19, выполненного ЭЛС в состоянии после сварки: *а* — основной металл; *б* — металл шва, скорость сварки $v_{св}$ = 7 мм/с; *в* — металл ЗТВ скорость сварки $v_{св}$ = 7 мм/с; *г* — металл шва, скорость сварки $v_{св}$ = 11 мм/с; ×500

Таблица 2. Количество β-фазы в ОМ и металле шва сварных соединений титанового сплава ВТ19, выполненных ЭЛС

№ образеца	Тип образца, скорость сварки, термообработка	Количество β-фазы, %
1	Основной металл	44,3
2	Сварное соединение, 7 мм/с	99,3
3	Сварное соединение, 11 мм/с	91,8
4	Сварное соединение, 7 мм/с, предварительный подогрев 400 °С	60
5	Сварное соединение, 7 мм/с, предварительный подогрев 400 °С, ЛТО (750 °С, 10 мин)	53
6	Сварное соединение, 7 мм/с, отжиг (750 °С, 1 ч)	34
7	Сварное соединение, 11мм/с, отжиг (750 °С, 1 ч)	36,5

на уровне 94 % от прочности основного металла в состоянии проката.

Микроструктура сварного соединения сплава ВТ19, выполненного со скоростью $v_{св}$ = 11 мм/с аналогична микроструктуре сварного соединения со скоростью $v_{св}$ = 17 мм/с несмотря на разную скорость сварки. Таким образом, изменение скорости сварки не позволяет в существенных пределах изменить соотношение между α- и β-фазами.

Металл шва сплава ВТ19, выполненного со скоростью сварки 11 мм/с, с применением предварительного подогрева 400 °С состоит из вытянутых в направлении теплоотвода и равноосных зерен β-фазы на фоне дендритной структуры, за счет применения предварительного подогрева и уменьшения скорость охлаждения сварного соединения во многих зернах металла шва наблюдаются в значительном количестве неравномерно распределенные мелкодисперсные выделения другой фазы (рис. 3, *а*) размеры которой составляют менее 1 мкм (рис. 3, *б*). Количество β-фазы в результате применения предварительного подогрева значительно снизилось и составляет 60 %. Это позволяет сделать вывод об эффективности локального предварительного подогрева. Однако отмечается незначительное снижение прочности и ударной вязкости соединений.

В металле шва, выполненного ЭЛС с применением ЛТО (750 °С, 10 мин), количество мелкодисперсных выделений другой фазы увеличивается (рис. 4, *а*). Количество β-фазы в результате применения предварительного подогрева значительно снизилось и составляет 60 %. Прочность сварных соединений находится на уровне 99 % от прочности самого сплава. Дальнейший рост прочности сварных соединений ограничивается прочностью основного металла. Таким образом, применение ЭЛС в сочетании с предварительным подогревом и ЛТО позволяет получить равнопрочные сварные соединения титанового сплава ВТ19.

Для сравнения часть сварных соединений выполненных со скоростью сварки 7 мм/с подвергали печному отжигу при температуре 750 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением с печью. Исследования показали, что в этом случае металл шва состоит из равноосных и вытянутых в направлении теплоотвода первичных β-зерен, подвергшихся в результате отжига распаду с образованием равномерной однородной двухфазной структуры (рис. 4, *б*), состоящей из частиц α- и β-фаз. Частицы α-фазы имеют пластинчатую морфологию, длина α-пластин составляет 1..5 мкм, при толщине 0,5…0,8 мкм. Количество β-фазы в результате применения печного отжига минимально для сварных соединений и находится на уровне 35 %. Прочность сварных соединений в этом случае максимальна и составляет 105…107 % от прочности сплава в состоянии после проката. Ударная вязкость минимальна. Сплав ВТ19 позволяет применять термические обработки при более низких температурах по сравнению с высокопроч-

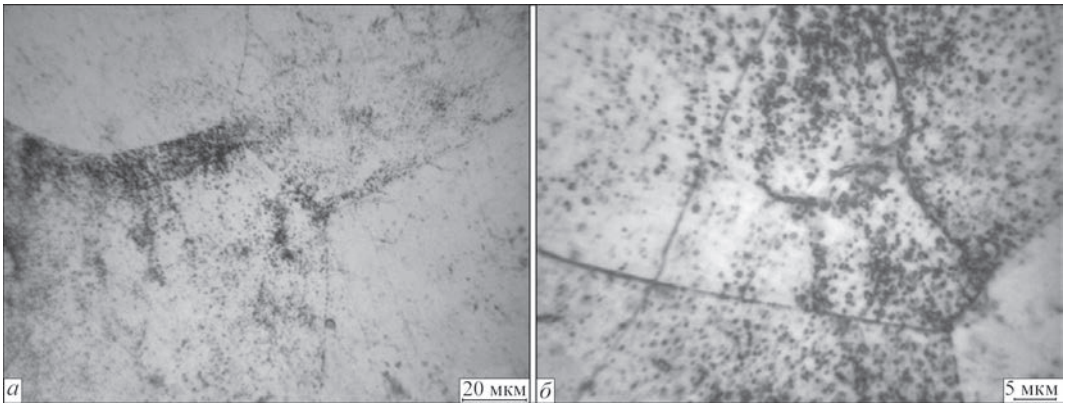


Рис. 3. Микроструктура металла шва сварного соединения титанового сплава ВТ19, выполненного ЭЛС в состоянии после сварки, со скоростью $v_{св}$ = 7 мм/с с применением предварительного подогрева 400 °С (*а* — ×500, *б* — ×1000)

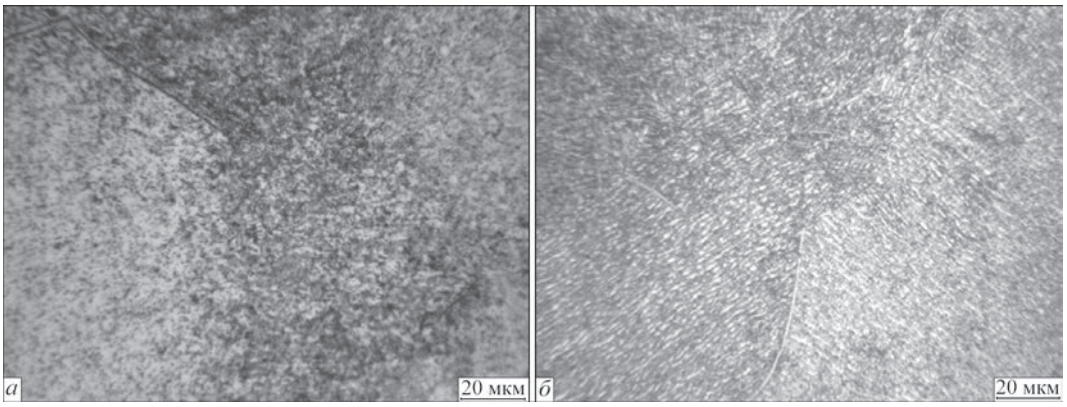


Рис. 4. Микроструктура металла шва сварного соединения титанового сплава ВТ19: *а* — выполненного ЭЛС со скоростью $v_{св}$ = 7 мм/с с применением предварительного подогрева 400 °С в состоянии после ЛТО (750 °С, 10 мин); *б* — выполненного ЭЛС со скоростью $v_{св}$ = 7 мм/с с применением предварительного подогрева 400 °С в состоянии после печного отжига (750 °С, 1 ч) (×500)

ными двухфазными сплавами, такими как ВТ23, Т110 или Т120 [7].

Таким образом, применение ЭЛС в сочетании с предварительным подогревом и ЛТО позволяет получить равнопрочные сварные соединения титанового сплава ВТ19, в тоже время для того чтобы получить однородную равномерную структуру во всех зонах сварного соединения, необходимо увеличивать время ЛТО, снижать температуру ЛТО либо за счет применения печного отжига при температуре 750 °С в течение 1 ч.

Выводы

1. Изменение скорости электронно-лучевой сварки сплава ВТ19 не позволяет в существенных пределах изменить соотношение между α- и β-фазами.

2. ЭЛС в сочетании с предварительным подогревом позволяет снизить содержание β-фазы до 60 % в сплаве ВТ19.

3. Применение ЭЛС в сочетании с предварительным подогревом и ЛТО позволяет получить равнопрочные сварные соединения титанового сплава ВТ19.

4. Для повышения прочности основного металла и сварных соединений в целом необходимо применение печного отжига при температуре 750 °С в течение 1 ч.

1. Каблов Е.Н. (2012) Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года. *Авиационные материалы и технологии*, **S**, 7–17.
2. Хорев А.И. (2012) Сверхпрочный титановый сплав ВТ19. *Технология машиностроения*, **6.**
3. С.М. Гуревич, В.Н. Замков, В.Е. Блащук и др. *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов: Монография*. Киев, Наукова думка, 1986. – 240 с.
4. Лясоцкая В.С., Лысенков Ю.Т., Бирюков И.М. и др. (1981) Улучшение свойств сварных соединений сплавов ВТ9 путем локальной термической обработки электронным лучом. *Сварочное производство*, **11**, 19–20.
5. Лясоцкая В.С., Лысенков Ю.Т. Герасименко А.В. и др. (1985) Влияние локальной термической обработки на структуру и свойства сварных соединений сплава ВТ6ч. *Авиационная промышленность*, **11**, 57–59.
6. Вржижевский Э.Л., Сабокарь В.К., Ахонин С.В., Петриченко И.К. (2012) Влияние локальной термической обработки при ЭЛС титановых сплавов с силицидным упрочнением на механические свойства металла швов. *Автоматическая сварка*, **2**, 21–24.
7. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Петриченко И.К., Вржижевский Э.Л. (2015) Структура и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов. *Там же*, **8**, 16–19.

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ТИТАНА МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ

С. В. АХОНИН[1], В. А. БЕРЕЗОС[1], А. Н. ПИКУЛИН[1], А. Ю. СЕВЕРИН[1], А. Г. ЕРОХИН[2]
[1]Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина
[2]ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Важнейшими элементами конструкций авиационной и космической техники являются детали и узлы, изготовленные из высокопрочных титановых сплавов [1]. По уровню прочности титановые сплавы принято разделять на: 1) малопрочные (временное сопротивление разрыву менее 650 МПа); 2) средней прочности (временное сопротивление разрыву от 700 до 1000 МПа) и высокопрочные (временное сопротивление разрыву более 1000 МПа). Сплавы ВТ23, ВТ22, ВТ19 относятся к высокопрочным титановым сплавам.

Сплав ВТ23 разработан на основе теории комплексного легирования титановых сплавов. Из него изготавливают различные полуфабрикаты: листы, ленту, фольгу, трубы, поковки, штамповки, плиты, прутки, профили. Сплав ВТ23 обладает высокой прочностью и трещиностойкостью основного материала, а самое главное — сварных соединений. В титановом сплаве ВТ23 выгодно сочетаются высокая прочность и низкий модуль упругости, низкая плотность и высокое отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_в$, немагнитность, высокая коррозионная стойкость в агрессивных средах [2].

Другой высокопрочный сплав ВТ22 эффективно упрочняется с помощью термической обработки и обладает высокими эксплуатационными свойствами, позволяющими применять его в силовых конструкциях планера и шасси самолета. Из него могут быть изготовлены такие крупногабаритные силовые элементы, как лонжероны, шпангоуты, кронштейны, сварные конструкции шасси, элементы системы управления [3].

По сравнению с другими высокопрочными титановыми сплавами, сплав ВТ19 обладает лучшими значениями удельной прочности, плотности и стоимости, так как содержит в своем составе меньше тяжелых и дорогостоящих элементов. Сплав обладает высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях и морской воде. Он обладает достаточно высокой технологической пластичностью в закаленном или отожженном состоянии и высокой прочностью после старения (до 1800 МПа) [4].

К деталям ответственного назначения предъявляются высокие требования и в первую очередь к качеству используемых материалов, которые постоянно совершенствуются и ужесточаются. Поэтому, с целью широкого применения титановых сплавов в различных конструкциях необходимо не только создавать новые материалы на основе титана с более высокими эксплуатационными характеристиками, но и в дальнейшем совершенствовать производство уже существующих титановых полуфабрикатов. Любые несовершенства химической и структурной однородности в титановых сплавах приводят к снижению прочности и долговечности изделий. Получение титановых сплавов связано с трудностями, обусловленными высокой чувствительностью титана к примесям внедрения, особенно к кислороду, азоту, водороду, углероду и взаимодействием со многими химическими элементами, в результате чего образуются твердые растворы или химические соединения. Кроме того, одним из основных структурных несовершенств титановых сплавов является наличие неметаллических включений [5]. Высокая активность титана приводит к протеканию физико-химических процессов взаимодействия с газами даже в твердом состоянии. Поэтому неметаллические включения, в частности гидриды, нитриды, оксиды, могут образовываться как в процессе выплавки слитков, так и на различных этапах технологического передела в готовую продукцию. Неметаллические включения в готовое изделие могут быть внесены шихтовыми материалами в процессе плавки, а также сформированы в процессе термической обработки готового изделия. Титан активно взаимодействует не только с газами, но и с другими элементами, в том числе с легирующими компонентами сплавов, поэтому локальное обогащение отдельных объемов слитков легирующими элементами может приводить к образованию интерметаллических включений, например, Ti_3Al, TiAl, TiCr и других [5].

В настоящее время не все методы производства слитков титановых сплавов позволяют получить качественный металл, а при нарушении технологического процесса производства сплавов титана в слитках обнаруживаются дефекты, которые сни-

© С. В. АХОНИН, В. А. БЕРЕЗОС, А. Н. ПИКУЛИН, А. Ю. СЕВЕРИН, А. Г. ЕРОХИН, 2017

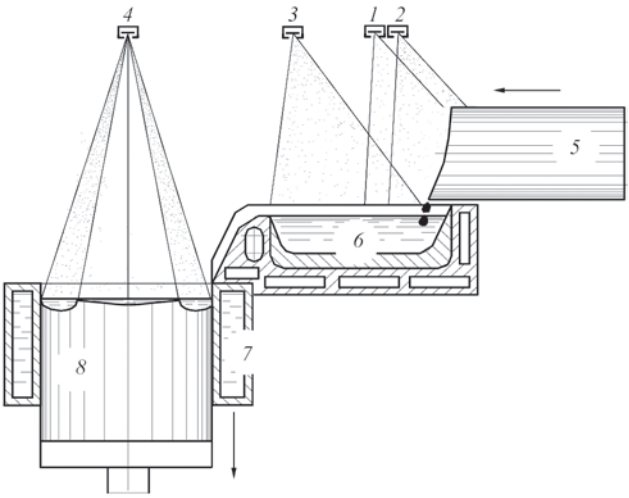


Рис. 1. Схема электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью: *1–4* — электронно-лучевые пушки; *5* — расходуемая заготовка; *6* — промежуточная емкость; *7* — кристаллизатор; *8* — выплавляемый слиток

жают качество металла. Таким образом, решение проблемы получения качественных слитков высокопрочных титановых сплавов из различных шихтовых материалов является весьма актуальным.

Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) является наиболее эффективным методом вакуумной металлургии для получения сплавов, в том числе тугоплавких и высокореакционных, со сверхнизким содержанием газов, летучих примесей и неметаллических включений. При ЭЛП возможно в широких пределах регулирование скорости плавления слитка, благодаря независимому источнику нагрева, что, в свою очередь, позволяет регулировать продолжительность пребывания металла в жидком перегретом состоянии. ЭЛП является технологией, позволяющей практически полностью обеспечить удаление тугоплавких включений высокой и низкой плотности [6, 7]. Таким образом, ЭЛП позволяет значительно повысить качество слитков из титановых сплавов [8–11].

Рис. 2. Шихтовая заготовка для выплавки слитка титанового сплава ВТ23

Однако, большинство высокопрочных титановых сплавов обладают высоким содержанием легирующих элементов, что несколько усложняет их производство методом электронно-лучевой плавки (ЭЛП), так как при выплавке слитков высокопрочных титановых сплавов методом ЭЛП возникает проблема обеспечения заданного химического состава слитка, так как планка в относительно глубоком вакууме способствует избирательному испарению легирующих элементов с высокой упругостью пара [11, 12]. В данном случае к таким элементам относятся алюминий и хром. Концентрация в слитке элементов с упругостью пара ниже упругости пара титана, в данном случае Mo, V и Zr, может даже несколько повышаться.

С целью совершенствования технологии производства слитков сложнолегированных сплавов титана в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины были проведены работы по выплавке партии слитков сплавов ВТ23, ВТ22, ВТ19. Получали слитки прямоугольного сечения 530×165 мм и круглого сечения Ø110–400 мм длиной до 3 м. Слитки получали по технологии ЭЛП с промежуточной емкостью и порционной подачей жидкого металла в водоохлаждаемый кристаллизатор (рис. 1).

На основе ранее проведенных в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины фундаментальных исследований процессов испарения компонентов сплавов из расплава в вакууме [6, 13] проводились расчеты прогнозируемого химического состава выплавляемых слитков, по результатам которых осуществлялась корректировка составляющих шихтовой

Рис. 3. Внешний вид электронно-лучевой установки УЭ5812

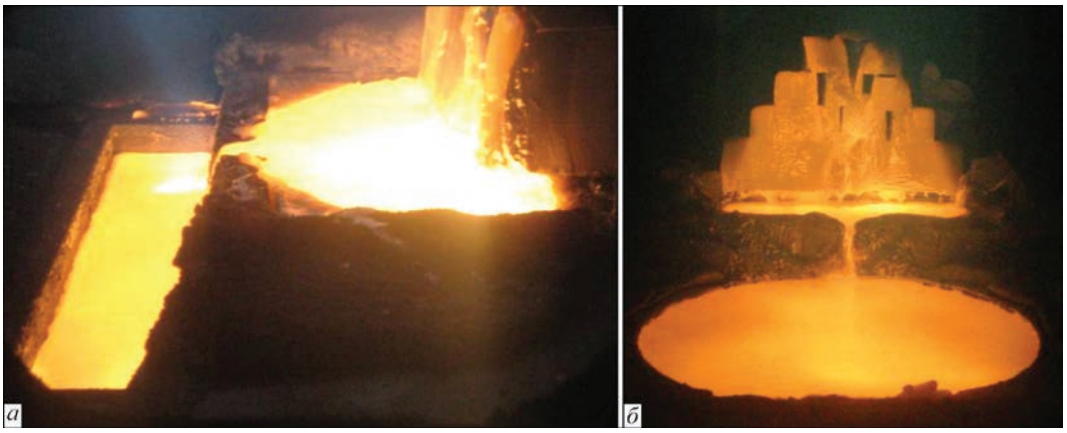


Рис. 4. Процесс электронно-лучевой плавки: *а* — слитка-сляба титанового сплава ВТ23, *б* — слитка Ø400 мм титанового сплава ВТ22

заготовки. Легирующие компоненты с высокой упругостью пара (Al, Cr) шихтовались с учетом компенсации потерь на испарение.

Шихтовую заготовку для выплавки слитков формировали в нерасходуемый короб. Заготовка представляла собой плотно уложенные брикеты титановой губки ТГ-120 с легирующими компонентами (рис. 2).

Технология получения слитков высокопрочных сплавов титана в электронно-лучевой установке включала в себя следующие этапы: формирование расходуемой заготовки; подготовку оборудования и технологической оснастки к плавке; процесс плавки; контроль качества выплавленного слитка.

Для проведения опытных плавок использовалась электронно-лучевая установка УЭ5812 (рис. 3, 4).

В процессе плавки контролировались следующие технологические параметры: ускоряющее напряжение электронно-лучевых пушек, токи лучей, скорость подачи исходной шихты в зону плавки, скорость вытяжения слитка из кристаллизатора, температура охлаждающей воды.

Боковая поверхность выплавленных слитков после охлаждения вакууме до температуры ниже 300 ºС чистая, повышенная концентрация примесных элементов на поверхности в виде окисленного или альфированного слоя отсутствует. Глубина поверхностных дефектов типа «гофр» составляет 2...3 мм, дефекты в виде разрывов, трещин или несплавлений отсутствуют.

Для оценки качества металла полученных слитков проводилось исследование химического состава образцов отобранных по длине слитка с верхней, средней и нижней части. Результаты анализа химического состава металла полученных слитков (табл. 1) показали, что распределение легирующих элементов по длине слитков равномерное и соответствует марочному составу.

Ввиду отсутствия окисленного или альфированного слоя дефекты типа «гофры» были удалены путем электронно-лучевого оплавления боковой поверхности слитка [14] (рис. 5).

Макроструктура слитков изучалась на поперечных темплетах, вырезанных из середины слитков. Выявление структуры проводилось травлением темплетов в 15 %-ном растворе фтористой кислоты с добавлением 3 %-ной азотной кислоты при комнатной температуре.

Структура металла слитков (рис. 6–8) плотная, однородная, с отсутствием различно травящихся

Таблица 1. Распределение легирующих элементов и примесей по длине слитков титановых сплавов, полученных ЭЛП

Марка сплава	Часть слитка	Содержание, мас. %							
		A1	Mo	V	Fe	Zr	Cr	O	N
ВТ23	Верхняя	4,5	2,0	4,7	0,5	0,01	0,9	0,11	0,012
	Средняя	4,6	2,1	5,0	0,6	0,01	0,9	–	–
	Нижняя	4,3	1,9	4,7	0,5	0,01	0,9	–	–
ОСТ190013–81		4,0…6,3	1,5…2,5	4,0…5,0	0,4…1,0	<0,3	0,8…1,4	<0,15	<0,05
ВТ22	Верхняя	5,1	4,2	4,9	0,90	0,01	1,3	0,11	0,012
	Средняя	5,2	4,5	4,7	1,0	0,01	1,4	–	–
	Нижняя	5,0	4,1	5,0	1,0	0,01	1,4	–	–
ГОСТ 19807–91		4,4…5,7	4,0…5,5	4,0…5,5	0,5…1,5	<0,3	0,5…1,5	<0,15	<0,05
ВТ19	Верхняя	3,2	5,3	3,8	–	0,8	4,0	0,08	0,005
	Средняя	3,4	5,2	3,6	–	0,9	4,2	–	–
	Нижняя	3,5	5,2	3,3	–	0,9	4,4	–	–
		2,5…3,5	5,0…6,0	3,0-4,0	–	0,5…1,5	4,0…5,0	<0,15	<0,015

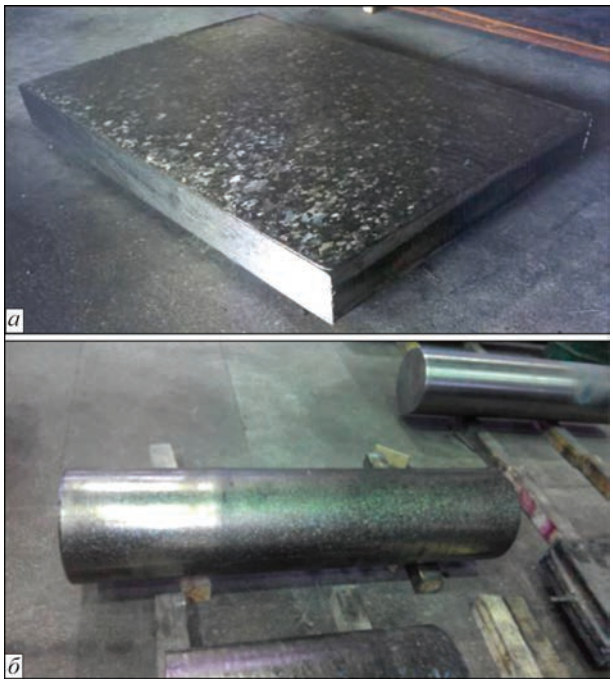


Рис. 5. Внешний вид оплавленного слитка: *а* — из титанового сплава ВТ23; *б* — из титанового сплава ВТ22

зон по сечению слитка. Существенной разницы в структуре центральной зоны слитка и периферийной зоны не наблюдается. Дефекты в виде пор, раковин, трещин и неметаллических включений не обнаружены. Характерной для слитков ВДП сегрегации легирующих элементов [15] не обнаружено.

Кристаллическое строение металла одинаковое по всей длине слитков и характеризуется кристаллами, по форме близкими к равноосным. Участки столбчатой структуры отсутствуют.

Для исследования наличия или отсутствия в титановых слитках внутренних дефектов в виде неметаллических включений, а также пор и несплошностей использовался метод ультразвуковой дефектоскопии. Исследования проводились с использованием дефектоскопа ультразвукового УД4-76 эхо — импульсным методом при контактном варианте контроля. Рабочая частота анализа составляла 1,25 МГц, что обеспечивало максимальное соотношение «сигнал/шум».

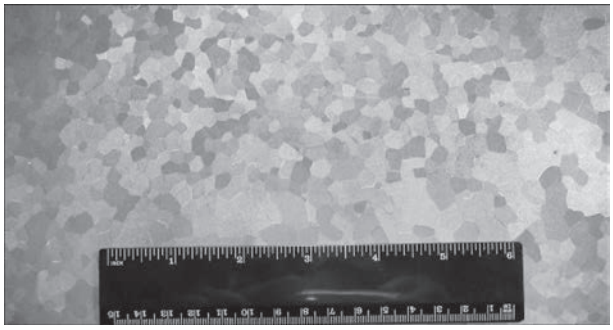


Рис. 6. Макроструктура литого метала слитка сплава титана ВТ23

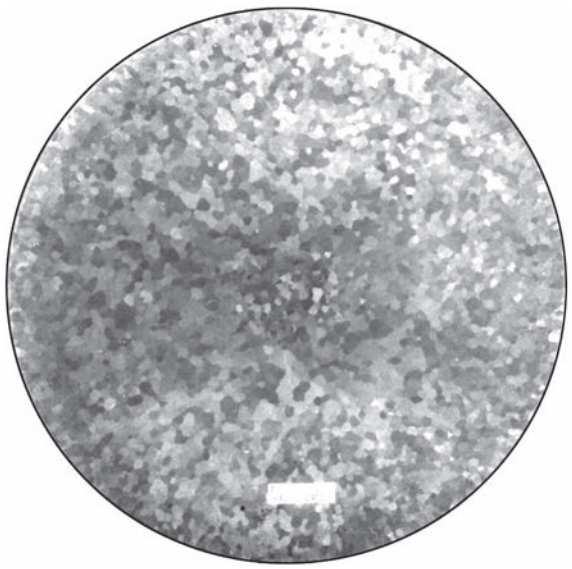


Рис. 7. Макроструктура слитка титанового сплава ВТ22, полученного методом ЭЛП

При исследовании слитков наблюдались множественные отражения малой амплитуды, что типично для литого металла и является результатом отражения сигнала от границ зерен (дендритов).

Ни в одном из слитков не было выявлено несплошностей, усадочных раковин и пористости. Анализом не выявлено единичных отражений, которые можно было бы интерпретировать как крупные неметаллические включения.

Прочность высокопрочных титановых сплавов определяется не только степенью легирования, но и параметрами обработки давлением, последующей

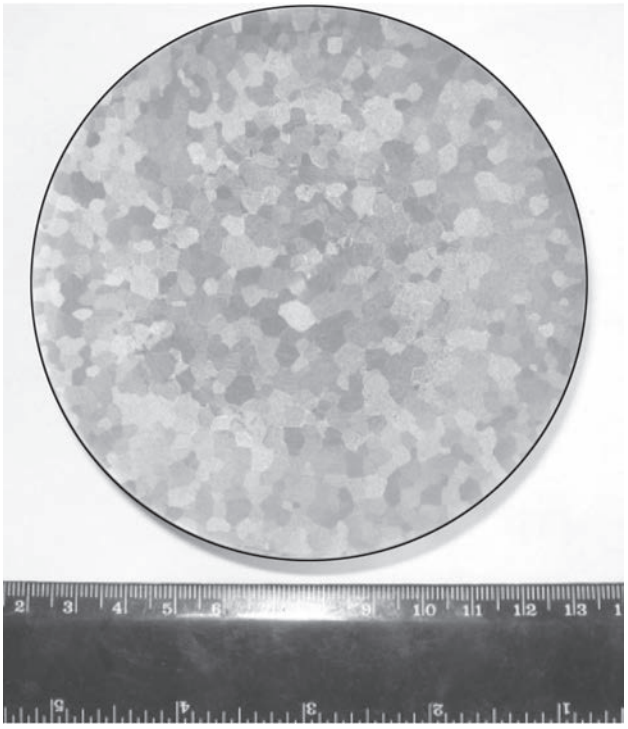


Рис. 8. Макроструктура литого метала слитка сплава титана ВТ19

термической или термомеханической обработки. Однако с повышением прочности сплава, как правило, снижается его пластичность, что является существенным недостатком материала при изготовлении из него конструкций, работающих на вибрацию, повторную статику, изгиб, ударные нагрузки. Поэтому в последнее время все большее внимание уделяется оптимизации параметров деформирования слитков при изготовлении из них полуфабрикатов и режимам упрочняющей термической обработки.

Физико-химические и теплофизические особенности титана и сплавов на его основе требуют тщательного подхода к процессам их деформирования. Это обусловлено следующими факторами. Пониженная теплопроводность титановых сплавов приводит к температурным перепадам по сечению слитков и заготовок при их нагреве, возникновению значительных внутренних напряжений, а в отдельных случаях к образованию трещин. Это обусловливает необходимость ограничения скорости нагрева особенно слитков и заготовок больших размеров. При охлаждении заготовок также могут возникать значительные температурные перепады. Например, быстрое захолаживание острых углов, тонких элементов сечений заготовок чрезвычайно затрудняет обеспечение равномерной деформации, приводит к образованию трещин и ряда других дефектов.

С целью дальнейшего изучения качества титановых слитков были проведены комплексные исследовательские работы по изготовлению полуфабрикатов из слитков высокопрочных сплавов титана полученных методом ЭЛП.

Из слитка сплава ВТ22 выплавленного методом ЭЛП было выполнено изготовление горячепрессованных прутков Ø60 мм. Из слитка Ø400 мм титанового сплава ВТ22 были получены заготовки Ø180 мм, которые в последующем была подвергнута прессованию на прессе усилием 16МН из втулки контейнера Ø185 мм с коэффициентом вытяжки 8.9. Нагрев осуществлялся в камерной электропечи до температуры 1080 ºС в $\alpha + \beta$ области. Скорость перемещения пресштемпеля составляла 200 мм/с, усилие прессования было 1450 т. От полученных прутков были отобраны пробы для определения макроструктуры. В макроструктуре металла полученных прутков трещин, расслоений, пустот, металлических и неметаллических

Рис. 9. Прессованные прутки Ø60 мм из титанового сплава ВТ22

включений не обнаружено. Величина макрозерна соответствует 3-баллу согласно ГОСТ 26492–85. Полученные прутки были подвергнуты термической обработке по следующим режимам: нагрев до температуры 850 ºС, выдержка 1,5 ч, охлаждение с печью до 750 ºС, выдержка 1,5 ч, охлаждение на воздухе, нагрев до 575 ºС, выдержка 3 ч, охлаждение на воздухе. После термической обработки прутки были механически обработаны до требуемых размеров (рис. 9)

Механические свойства определяли при 20 ºС после приведенной термической обработки. В табл. 2 приведены механические свойства прессованных прутков. Эти данные позволяют сделать вывод, что механические свойства полуфабрикатов из сплава ВТ22 полученного методом ЭЛП полностью соответствуют требованиям стандартов.

С целью дальнейшего изучения качества металла полученных слитков были проведены исследовательские работы по изготовлению полуфабрикатов в виде листов. Для изготовления листов слитки резались на плиты размерами 45×150×260 мм. Деформационная обработка плит проводилась на реверсивном прокатном ДУО стане марки Skoda 355/500, в результате которой были получены листы, порезанные в на пластины шириной 300×350×5 мм (рис. 10). Листы из титанового сплава ВТ23 изготавливались с применением продольно-поперечной прокатки, а для получения необходимого качества поверхности листов и разнотолщинности применялись стандартные отделочные операции.

Исходные заготовки размером 45×150×260 мм подвергали пластической деформации на прокат-

Таблица 2. Механические свойства полуфабрикатов из высокопрочного титанового сплава ВТ22 полученного методом ЭЛП

Сплав	Вид заготовки	$\sigma_в$, МПа	σ_{02}, МПа	δ, %	ψ, %	*KCU*, Дж/см^2	Твердость, *HB*
ВТ22	Прессованный пруток	1250	1200	11	36	40	321
ОСТ 1 90266–86		>1200	–	>6	>14	>18	300…340

Рис. 10. Полуфабрикат в виде пластины из сплава ВТ23

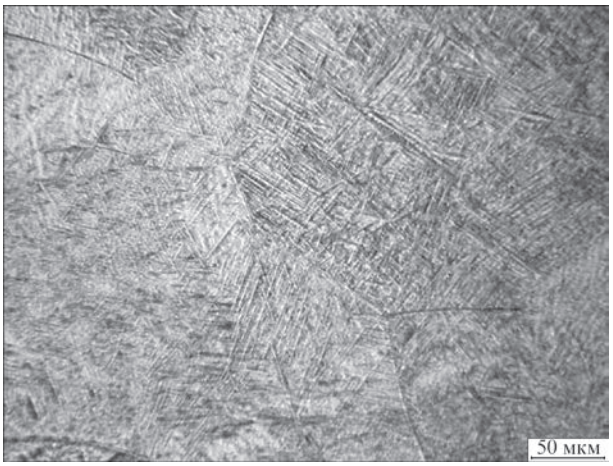


Рис. 11. Микроструктура металла пластины из сплава ВТ23

ном стане Skoda по следующим технологическим режимам:

1. Нагрев в печи до температуры 1100 °С без применения защитной атмосферы и защитных покрытий.

2. Нагретую заготовку прокатывали по размеру 150 мм до размера в длину ~300 мм. Деформация заготовки за один проход составляла 5мм. Температура окончания проката не менее 900 °С. При достижении длины ~300 мм заготовка поворачивалась на 90º. При достижении степени деформации ~60 %, заготовку помещали в печь при температуре 1100 °С.

3. Производилась докатка заготовки до толщины 5мм. Деформация заготовки за один проход составляла 2…3 мм. Размер деформированной заготовки по длине составлял более 700 мм, что позволило вырезать из одной заготовки 2 пластины.

4. После деформации заготовок на прокатном стане, производилась их рихтовка на гидравлическом прессе, с целью устранения прогибов.

Остывание заготовок осуществлялось на открытом воздухе до температуры окружающей среды.

На поверхности полученных листов при визуальном осмотре трещины, расслоения, а также включения не обнаружены. Финишная термообработка листов осуществлялась по режиму: нагрев при T = = 750 °С, выдержка 30 мин, охлаждение на воздухе.

Микроструктуру металла полученных листов сплава ВТ23 толщиной 5мм исследовали на металлографическом микроскопе «Neophot-2». На рис. 11 показана микроструктура в состоянии после финишной термообработки. Внутризеренная структура состоит из пластин α-фазы между которыми находится β-фаза. Толщина α-пластин составляет 0,7–1,0 мкм. По границам β-зерен наблюдается α-оторочка толщиной до 1,5 мкм. Такая микроструктура характерна для титановых α + β-сплавов мартенситного типа, к которому относится и сплав ВТ23. Направление частиц α-фазы ненаправленное.

Исследования механических свойств полученного металла проводили путем испытания образцов растяжением при T = 20 °С. Результаты проведенных испытаний (табл. 3) показывают, что металл полуфабрикатов в виде листов полученных в результате проведенной работы соответствует требованию стандарта.

Достаточно важными элементами конструкций являются цилиндрические оболочки корпусов, двигателей и т.д., которые изготавливаются из листов различных титановых сплавов, в том числе и из сплава ВТ19. Листовые заготовки изгибают на специальных станах, а затем сваривают [4, 16]. В связи с этим, изучение процессов деформационной обработки сплава ВТ19 для получения листовых полуфабрикатов, а затем и последующей их сварки является весьма важной задачей.

В качестве исходных заготовок использовались полученные методом электронно-лучевой плавки (ЭЛП) слитки Ø110 мм сплава ВТ19 (рис. 12) [13].

Механически обработанные слитки подвергались горячей деформационной обработке на реверсивном прокатном ДУО-стане Skoda 355/500.

Таблица 3. Механические свойства металла листов сплава ВТ23

№ образца	Предел текучести $\sigma_т$, МПа	Временное сопротивление разрыву $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение δ, %	Относительное сужение ψ, %	Ударная вязкость *KCV*, Дж/см²
1	1072	1126	11,2	19,5	43,7
2	1054	1106	12,7	24,9	47,9
3	1065	1114	10,7	19,7	43,3
ОСТ 1-90013–81	–	1100…1200	10…13	–	–

Таблица 4. Режимы термомеханической обработки заготовок из сплава ВТ19 полученных методом ЭЛП

Операция	Время нагрева, мин	Температура нагрева, ºС	Степень деформации, %
Нагрев под прокат	70	1150	0
Деформация заготовки (за один проход 2–3 мм)	30	1150	0…60
Разворот заготовки на 90º	20	1150	60
Докатка (деформация заготовки за один проход 1 мм)	15	750	90

Нагрев заготовок осуществлялся в электропечи сопротивления без применения защитной атмосферы и защитных покрытий.

При производстве деформированных полуфабрикатов из псевдо-β сплавов хорошие результаты получают при прокатке заготовок нагретых до температур β-области, при этом заключительные операции ТДО заканчивать при температуре, несколько ниже точки $T_{пп}$. Это позволяет при последующей операции закалки из (α + β)-области получить материал с повышенными характеристиками прочности, пластичности и вязкости разрушения [17, 18].

Термомеханическая обработка (ТМО) заготовок из сплава ВТ19 осуществлялась по технологическому режиму, представленному в табл. 4.

Температура окончания проката контролировалась визуально и на начальном этапе составляла не менее 850 ºС.

После проведения операции прокатки проводилась рихтовка предварительно нагретого деформированного полуфабриката на гидравлическом прессе, с целью устранения прогибов. Остывание полученных заготовок проходило на воздухе до температуры окружающей среды.

В результате проведенной термомеханической обработки слитков ЭЛП сплава ВТ19 получены листы размерами 250×300 мм, толщиной 6 мм (рис. 13). На поверхности листовых полуфабрикатов не обнаружено трещин и расслоений, что позволяет говорить о хорошей технологической пластичности материала и металлургическом качестве исходных слитков-заготовок.

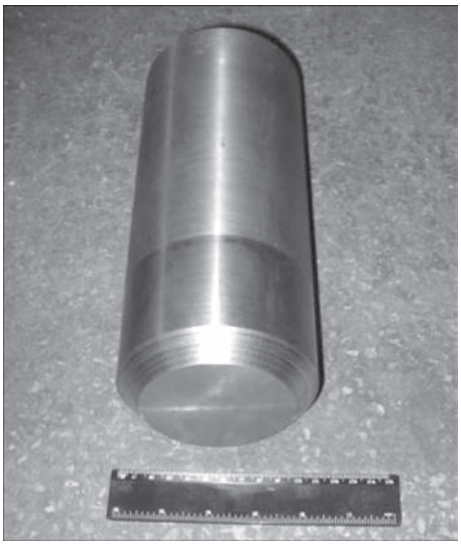


Рис. 12. Механически обработанный слиток-заготовка сплава ВТ19 после механической обработки

Для снятия остаточных напряжений листовые деформированные полуфабрикаты отжигали при температуре 750 ºС в течение 1 ч.

Исследования деформированного металла сплава ВТ19 полученного из слитка ЭЛП показало, что после прокатки при температурах соответствующих области существования β-области структура состоит из равноосных полиэдрических первичных β-зерен размерами от 80 до 125 мкм (рис. 14).

Основными показателями механических свойств, которые характеризуют титановые сплавы являются: предел прочности ($\sigma_в$, МПа), предел текучести ($\sigma_т$, МПа), относительное удлинение (δ, %), относительное сужение (ψ, %) и ударная вязкость (*KCV*, Дж/см^2). Механические свойства определяли при нормальной температуре на образцах, вырезанных из деформированного и отожженного металла. Некоторые механические свойства сплава ВТ19 после проведенных обработок приведены в табл. 5.

Несколько пониженные значения сопротивления разрыву и предела текучести, а так же не-

Рис. 13. Процесс проката (*а*) и полученные листы 250×300×6 мм (*б*) сплава ВТ19

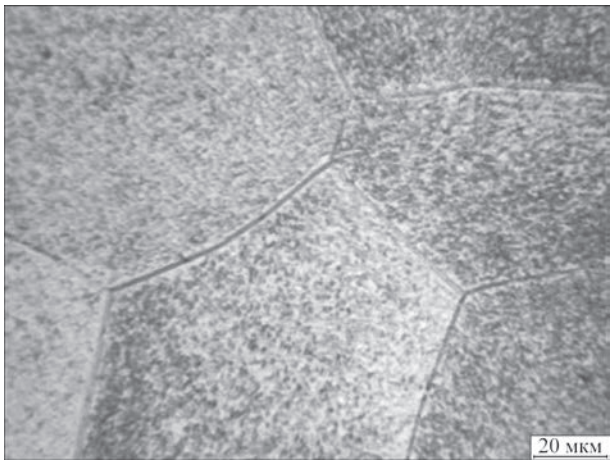


Рис. 14. Микроструктура деформированного металла сплава ВТ19 ЭЛП

Таблица 5. Механические свойства деформированного металла сплава ВТ19 ЭЛП в состоянии после отжига

Марка	Вид термообработки	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ_s, %	ψ, %
ВТ19	Отжиг 750°С — 1 ч	978	887	12	42

сколько повышенные значения пластических характеристик, по-видимому, связаны с уменьшением размеров первичных β-зерен и существенным измельчением внутризеренной структуры, а так же достаточно низким содержанием примесных газов в металле полученным методом электронно-лучевой плавки.

Задачей данной работы было получение листов из слитков ЭЛП сплава ВТ19 для дальнейшего исследования новых процессов сварки, поэтому их последующая упрочняющая термообработка не проводилась. Сплав ВТ19 упрочняется путем проведения операции закалки в воду и старением. После проведения вышеуказанных операций прочность материала может повышаться до 1550 МПа [18].

Таким образом, проведенные работы показывают, что электронно-лучевая плавка является эффективным методом получения качественных слитков высокопрочных сплавов титана, а качество полуфабрикатов соответствует требованиям стандартов. При этом металл характеризуется повышенной пластичностью при высоких прочностных характеристиках.

1. Хореев А. И., Хореев М. А. (2005) Титановые сплавы, их применение и перспективы развития. *Материаловедение*, **7**, 25–34.
2. Хореев А. И. (2007) Комплексно-легированный титановый сплав ВТ23 универсального применения. *Технология машиностроения*, **7.** 5–11
3. Антонюк С. Л., Моляр А. Г., Калинюк А. Н., и др. (2003) Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины. *Современная электрометаллургия*, **1**, 10–14.
4. Хорев А. И. (2012) Сверхпрочный титановый сплав ВТ19. *Технология машиностроения*, **6**, 5–8.
5. Бабенко Е. П., Долженкова Е. В. (2014) Исследование причин разрушения крупногабаритного изделия из сплава ВТ23. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, **3**, 82–85.
6. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В., Жук Г. В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана.* Киев, Наукова думка.
7. Ахонин С. В., Березос В. А., Крыжановский В. А. и др. (2012) Производство дисков для энергетического машиностроения из титанового сплава ВТ6, полученного способом электронно-лучевой плавки. *Современная электрометаллургия*, **4**, 15–20.
8. Clifford E. Shambten. Titanium alloy hearth melt «only» technology development. Titanium 95. Science and Technology. Vol. 2: Mater, of the 8-th world conference on titanium, 22–26 October 1995, Birmingham, UK, 1438–1446.
9. Buttrill W. H., Shamblen C. E. Hearth melt plus vacuumarc remelt: production status. *Ibid*., 1446–1454.
10. Eldon Poulsen, William Chitmis, Matt Made. Status of titanium cold hearth melting // Titanium'99. Science and Technology. V. 3: Mater, of the 9-th world conference on titanium, 7–11 June, Saint-Petersburg, Russia, 1328–1335
11. Paton B. E, Trigub N. P, Akhonin S. V. Electron beam melting of titanium. *Ibid*., 1373–1379.
12. Варич И. Ю., Ахонин С. В., Тригуб Н. П. и др. (1997) Испарение алюминия из сплавов на основе титана в процессе электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **4**, 15–21.
13. Ахонин С. В., Северин А. Ю., Березос В. А., и др. (2016) Особенности выплавки слитков титанового сплава ВТ19 в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*, **2**, 23–27.
14. Ахонин С. В., Березос В. А., Пикулин А. Н., и др. (2014) Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков титана. *Там же*, **2**, 21–25.
15. Александров В. К., Аношкин Н. Ф., Бочвар Г. А. и др. (1979) *Полуфабрикаты из титановых сплавов*. Москва, Металлургия.
16. Колачев Б. А., Елисеев Ю. С., Братухин А. Г. и др. (2001) Титановые сплавы в сварных конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической технике. Москва, Издательство МАИ.
17. Хорев А. И. (2012) Термическая, термомеханическая обработка и текстурное упрочнение свариваемых титановых сплавов. *Сварочное производство*, **10**, 11–20.
18. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Москва, ВИЛС–МАТИ.

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЕ ОПЛАВЛЕНИЕ СЛИТКОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ α + β И ПСЕВДО-β-СПЛАВОВ ТИТАНА

С. В. АХОНИН[1], А. Н. ПИКУЛИН[1], В. А. БЕРЕЗОС[1], А. Ю. СЕВЕРИН[1], А. Г. ЕРОХИН[2]
[1]Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина
[2]ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

Созданию сложнолегированных высокопрочных сплавов на основе титана в последние десятилетия уделяется повышенное внимание. В настоящее время акцент смещается с изучения возможного широкого их внедрения в таких отраслях техники, как атомная энергетика, газотурбостроение, авиационное и космическое апаратостроение, химическое машиностроение, а также повышения их служебных характеристик на экономические и технологические аспекты их промышленного производства. Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) является наиболее эффективным методом вакуумной металлургии для получения таких сплавов, однако, по ряду причин, обусловленных металлургическими и технологическими особенностями, в процессе электронно-лучевого переплава на поверхности получаемых слитков могут возникать дефекты в виде гофр, трещин и продольной полосы заливки металла, что в свою очередь затрудняет дальнейшую горячую обработку слитков и заготовок, приводит к развитию горячих трещин. Возможность безотходного удаления поверхностных дефектов в слитках исследуемых высокопрочных титановых сплавов ВТ22, Т110, ВТ19 методом электронно-лучевого оплавления (ЭЛО) позволит исключить из производственной цепочки некоторые технологические переделы, и, за счет этого, улучшить качество поверхности слитков, повысить выход годного и значительно снизить себестоимость продукции. Проведены исследования по электронно-лучевому оплавлению партии слитков исследуемых сплавов цилиндрического сечения, полученных методом электронно-лучевой плавки. По результатам выполненных исследований получены оптимальные режимы оплавления слитков высокопрочных α+β и псевдо-β- сплавов титана цилиндрического сечения. Показано, что боковая поверхность слитков после оплавления приобретает ровный микрорельеф, имеет гладкий зеркальный вид без видимых трещин, разрывов, неслитин, возникающих в процессе плавки в поверхностном слое. Определено, что химический состав оплавленного слоя соответствует уровню требований предусмотренных стандартами. Показана технико-экономическая эффективность электронно-лучевого оплавления на сравнении расхода электроэнергии по методам обработки и потерям металла слитка в стружку.

Созданию сплавов на основе тугоплавких и высокореакционных металлов в последние десятилетия уделяется повышенное внимание. Особый интерес представляют сложнолегированные высокопрочные сплавы на основе титана, которые обладают высокой удельной прочностью и хорошей коррозионной стойкостью в различных средах. В настоящее время акцент смещается с изучения возможного широкого их внедрения в таких отраслях техники, как атомная энергетика, газотурбостроение, авиационное и космическое апаратостроение, химическое машиностроение, а также повышения их служебных характеристик на экономические и технологические аспекты их промышленного производства [1–3].

Снижение себестоимости слитков высокопрочных титановых сплавов, как исходного звена для производства полуфабрикатов одновременно с повышением их качества является актуальной задачей, так как определяющим фактором в принятии решения об их применении вместо традиционных конструкционных материалов является соотношение цена/качество [3, 4].

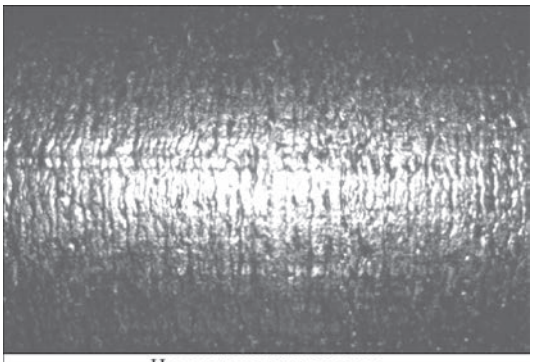
В последние годы, в Украине, на базе технологии электронно-лучевой плавки создано промышленное производство слитков титана и его сплавов, а на металлургических предприятиях освоено производство титановых полуфабрикатов различного сортамента. Так на производственных мощностях ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины» освоено производство слитков из сплавов ВТ 22, Т110, ВТ19 и др., которые отличаются высоким содержанием легирующих элементов. [4, 5].

Сплавы ВТ22 и Т110 это высокопрочные α + β-слпавы, которые глубоко прокаливаются, и предназначены для изготовления высоконагруженных крупногабаритных деталей и конструкций, работающих при температуре до 300–350 °С.

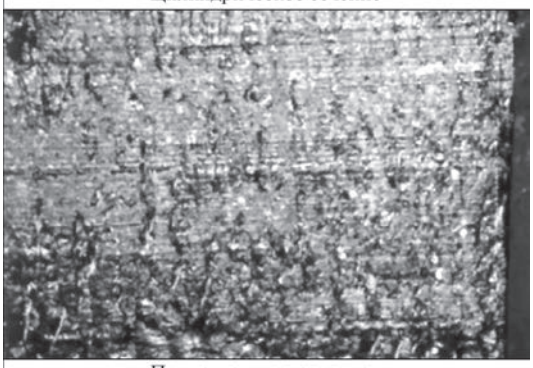
Сплав ВТ19 относится к псевдо-β-сплавам, которые можно подвергать интенсивной холодной деформации, они, как правило, содержат небольшое количество алюминия (не более 3 %), и предназначены в основном для производства листов, ленты, фольги, холоднокатаных труб, проволоки и др. В качестве β стабилизирующих элементов в этих сплавах используются мало упрочняющие титан легирующие, такие как молибден, ванадий изредка ниобий [6, 7].

Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) является наиболее эффективным методом вакуумной металлургии для получения сплавов, в том числе тугоплавких и высокореакционных, со сверхнизким содержанием газов, летучих примесей и неметаллических включений [8]. Однако, по ряду причин, обусловленных металлургическими и технологическими

© С. В. АХОНИН, А. Н. ПИКУЛИН, В. А. БЕРЕЗОС, А. Ю. СЕВЕРИН, А. Г. ЕРОХИН, 2017



Цилиндрическое сечение



Прямоугольное сечение

Рис. 1. Внешний вид поверхности слитков ЭЛП

особенностями, в процессе электронно-лучевого переплава на поверхности получаемых слитков могут возникать дефекты в виде гофр, трещин и продольной полосы заливки металла (рис. 1).

Избежать образования такого рода дефектов при ЭЛП практически невозможно, а это в свою очередь затрудняет дальнейшую горячую обработку слитков и заготовок, приводит к развитию горячих трещин. Требуемое качество поверхности слитков и заготовок достигается путем удаления поверхностного слоя механической обработкой. Необходимо отметить то, что механические свойства сплавов на основе титана такие, что производительность лезвийной обдирки на существующих станках в 3–6 раз ниже, чем при обдирке легированных конструкционных сталей, а малая теплопроводность сплавов на основе титана приводит при лезвийной обдирке к локальному перегреву металла в месте контакта с резцом и, естественно, к окислению стружки. Высокие требования к чистоте исходных шихтовых материалов накладывают ряд ограничений на повторно используемую стружку для производства слитков, что приводит к безвозвратным потерям металла до 20…35 % [9–12].

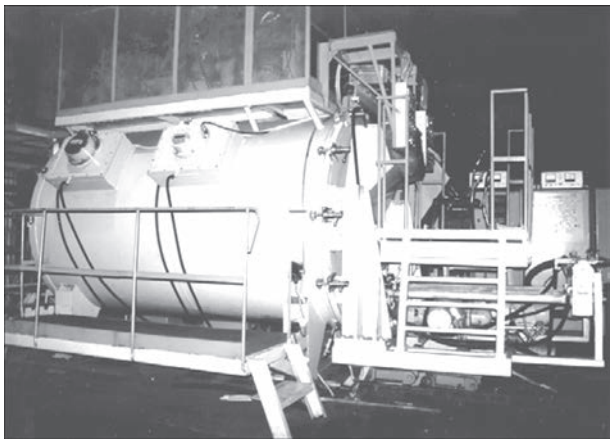


Рис. 2 Внешний вид электронно-лучевой установки УЭ-185

Целью данной работы является изучение возможности безотходного удаления поверхностных дефектов в слитках исследуемых высокопрочных титановых сплавов ВТ22, Т110, ВТ19 методом электронно-лучевого оплавления (ЭЛО), что позволит исключить из производственной цепочки некоторые технологические переделы, и, за счет этого, улучшить качество поверхности слитков, повысить выход годного и значительно снизить себестоимость продукции. А также изучение влияния технологических параметров ЭЛО на содержание легирующих элементов в оплавленном слое слитков исследуемых сплавов.

Процесс ЭЛО осуществляется в высоком вакууме поэтому легирующие элементы с упругостью пара, превышающей упругость пара титана, испаряются более интенсивно. В данном случае к таким элементам относятся алюминий и хром. Концентрация в слитке элементов с упругостью пара ниже упругости пара титана, в данном случае Mo, V и Zr, может даже несколько повышаться [5].

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины накоплен большой опыт по использованию электронного луча для обработки поверхностного слоя слитков круглого и прямоугольного сечения, проведен ряд исследований с применением математического моделирования процессов тепло и массопереноса в обрабатываемом электронным лучом слитке [13, 14]. На базе этих исследований разработана технология электронно-лучевого оплавления и специализированная электронно-лучевая установка УЭ-185 для его реализации (рис. 2) [15].

С целью проверки эффективности применения электронно-лучевого оплавления поверхностного слоя слитков высокопрочных сложнолегированных титановых сплавов на производственных мощностях ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» были проведены комплексные исследовательские работы по выплавке партии слитков высокопрочных сложнолегированных сплавов титана ВТ22, Т110, ВТ19 диаметром 150 и 400 мм и длиной до 2 м (рис. 3).

Поверхность полученных слитков подвергалась электронно-лучевой обработке в установке УЭ-185 по режимам, которые были определены по

результатам математического моделирования процессов тепло и массопереноса в слитках титановых сплавов при электронно-лучевом оплавлении. Оплавление слитков цилиндрического сечения осуществляли по схеме, при которой электронный луч неподвижен, а слиток вращается вокруг своей оси, при этом линейная скорость оплавления составляла 39 мм/мин для слитка Ø150 мм и 54 мм/мин для слитка Ø400 мм, а удельная мощность нагрева 4,1 и 6,5 Вт/мм^2 соответственно (рис. 4).

Для исследования влияния технологических параметров электронно-лучевого оплавления на химический состав и глубину проплавления обрабатываемого слоя были отобраны пробы в виде стружки и отрезных образцов до и после оплавления.

Результаты исследований (табл. 1) массовой концентрации легирующих элементов в металле оплавленного слоя слитков показали, что их содержание соответствует марочному составу, наблюдается понижение содержания алюминия и хрома, легирующих элементов с упругостью пара выше, чем у основы сплава, и соответственно повышение содержания ванадия, молибдена, циркония, ниобия, легирующих элементов с упругостью пара ниже, чем у основы сплава.

Экспериментальная оценка глубины проплавления поверхностного слоя слитков по указанным выше режимам проводилась на поперечных темплетах и составляла 9–10 мм для слитков Ø400 мм, 10–12 мм для слитков Ø150 мм (рис. 5). При этом боковая поверхность слитков имела ровный микрорельеф, зеркальный вид с характерным вакуумным травлением, без трещин, разрывов и неслитин (рис. 6). Шероховатость поверхности находится в пределах 3–4 классов при волнистости поверхности соответственно равной 0,2–0,6 мм.

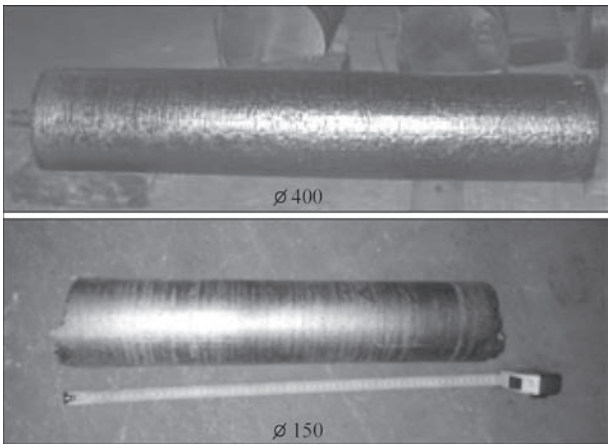


Рис. 3. Слитки сложнолегированных сплавов титана после ЭЛП

Металлографический анализ оплавленных слитков сплавов титана производился с целью выявления структурных изменений, прошедших в металле в

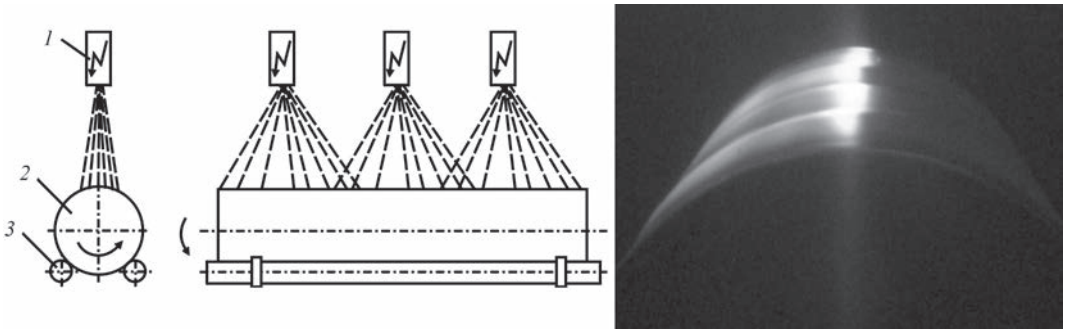


Рис. 4. Схема и процесс оплавления слитка цилиндрического сечения: *1* — электронно-лучевая пушка; *2* — слиток; *3* — валки механизма вращения слитка

Таблица 1. Массовая концентрация легирующих элементов в металле оплавленного слоя слитков исследованных титановых сплавов

Сплав	Сечение слитка, мм		Al	Cr	V	Mo	Zr	Nb
ВТ22	ГОСТ 19807-91		4,4–5,7	0,5–1,5	4,0–5,5	4,0–5,5	≤ 0,3	–
	Ø150	Исходный	5,6	0,78	4,24	4,1	–	–
		После ЭЛО	5,49	0,68	4,42	4,22	–	–
	Ø400	Исходный	5,24	1,45	4,73	4,04	–	–
		После ЭЛО	5,09	1,28	4,84	4,21	–	–
ВТ19	Техническое задание		2,5–3,5	4,0–5,0	3,0–4,0	5,0–6,0	0,5–1,5	–
	Ø150	Исходный	3,35	4,28	3,55	5,24	0,91	–
		После ЭЛО	3,17	4,19	3,60	5,28	0,95	–
Т110	ТУУ27.4-05416923-071:2005		5,0–6,0	–	0,8–2,0	0,8–1,8	0,3–0,8	3,5-4,8
	Ø150	Исходный	5,35	–	1,17	1,01	0,37	5,08
		После ЭЛО	5,24	–	1,21	1,03	0,37	5,1
	Ø400	Исходный	5,82	–	1,4	1,01	0,33	4,62
		После ЭЛО	5,66	–	1,43	1,06	0,37	4,74

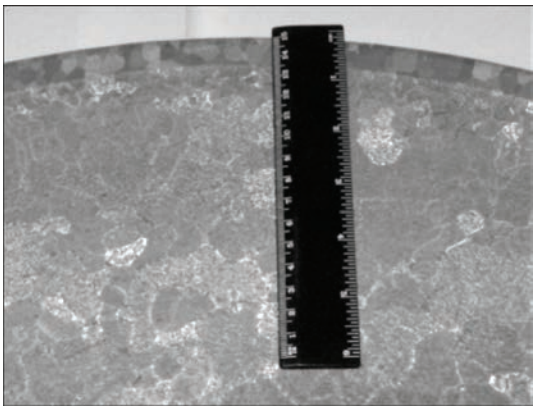


Рис. 5. Глубина проплавления поверхностного слоя

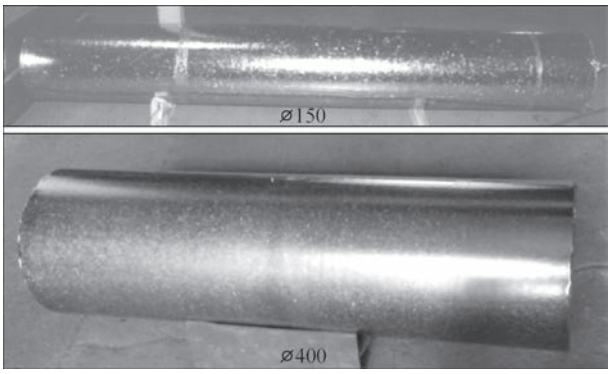


Рис. 6. Внешний вид боковой поверхности слитков оплавленных электронным лучом

результате термического воздействия электронного луча на боковую поверхность и основу слитков.

Исследование макроструктуры оплавленных слитков, проводилось на продольных и поперечных темплетах. Макрошлифы слитков, оплавленных электронными лучами, характеризуются отсутствием пор, трещин, несплошностей, металлических и неметаллических включений (рис. 7). Макроструктура характеризуется кристаллами близкими к равноосным, оплавленный слой образован более мелкими кристаллами по сравнению с остальной частью слитка, вытянутыми в направлении кристаллизации, т.е. к центру слитка. Зона термического влияния, обусловленная температурным воздействием электронного луча, составляет 13–24 мм и имеет повышенную травимость. Величина зерна, определяемая по 10 бальной шкале макроструктур Инструкции №1054-76 ВИАМ, соответствует балу № 6–7 в оплавленном слое и балу № 8–9 в зоне термического влияния и основного металла (рис. 6).

По стандартной технологии, образующиеся на поверхности слитков титановых сплавов при их выплавке, дефекты устраняются путем удаления поверхностного слоя механическими методами. Толщина удаляемого с поверхности слитков дефектного слоя составляет до 10 мм (рис. 8).

Показатели потерь металла в стружку при обработке механическим способом слитков титановых сплавов, полученных методом электронно-лучевой плавки, расхода электроэнергии при механической обработке и электронно-лучевом оплавлении определены по укрупненным статьями и соответствуют фактическим данным опытно-промышленного производства слитков титановых сплавов.

Сравнение расхода электроэнергии по методам обработки и потерь металла слитка в стружку показывают эффективность обработки поверхности слитков высокопрочных сложнолегированных титановых сплавов на специализированной электронно-лучевой установке УЭ-185 по разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины технологии (табл. 2). В полученных данных учитывался удельный расход электроэнергии на оплавление или механическую обработку одного килограмма слитка различного сечения.

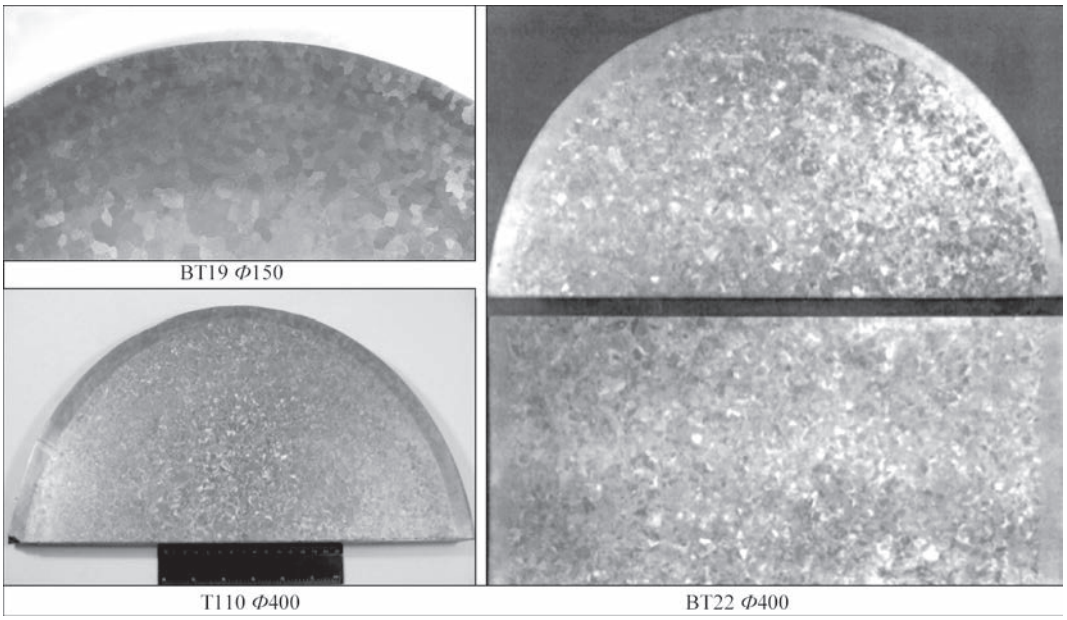


Рис. 7. Макроструктура продольного и поперечного темплета оплавленного слитка

Таблица 2. Технико-экономические показатели обработки поверхности слитков титановых сплавов

Слиток, мм	Масса слитка длиной 2м, кг	Глубина механической обработки, мм	Потери в стружку, кг	Потери от общей массы слитка, %	Расход электроэнергии при механической обработке кВт·ч/кг (сл)	Расход электроэнергии при оплавлении кВт·ч/кг (сл)
150	165	5–8	20–30	12–18	0,62	0,71
400	1130	7–10	50–70	4,5–6	0,20	0,39

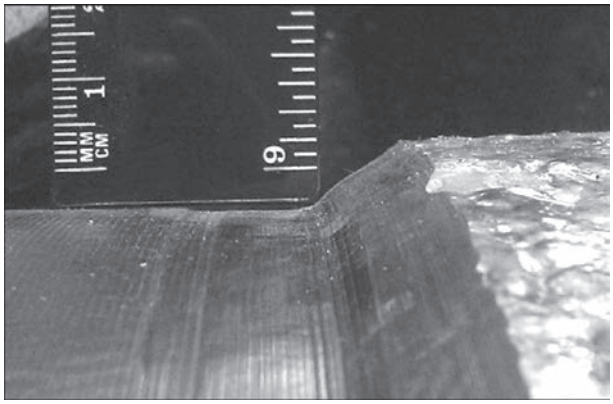


Рис. 8. Глубина обработки поверхности слитка титанового сплава на токарном станке

Согласно полученным данным технико-экономическая эффективность электронно-лучевого оплавления подтверждается при сравнении статьи удельного расхода электроэнергии на оплавление со статьями совместного учета удельного расхода электроэнергии и потерь металла в стружку при механической обработке.

Результаты выполненных работ показывают, что технология и специализированное оборудование электронно-лучевого оплавления боковой поверхности слитков сложнолегированных титановых сплавов позволяет увеличить выход годного металла до 15 % в зависимости от сечения слитка.

Таким образом, применение технологии электронно-лучевого оплавления поверхности позволяет с высокой степенью эффективности удалять поверхностные дефекты слитков высокопрочных сложнолегированных сплавов титана и получать высокое качество поверхности оплавленного слоя слитка, а также соответствие химического состава металла оплавленного слоя требованиям стандартов.

Выводы

1. Комплекс проведенных исследований показал, что химический состав металла оплавленного слоя высокопрочных сложнолегированных титановых сплавов соответствует марочному составу.

2. Показано, что слитки высокопрочных сложнолегированных титановых сплавов, обработанные по технологии электронно-лучевого оплавления, имеют высокое качество поверхности при глубине проплавления до 12 мм, достаточной для эффективного удаления поверхностных дефектов.

3. Экспериментальным путем доказана технико-экономическая эффективность промышленного применения технологии и оборудования электронно-лучевого оплавления слитков высокопрочных сложнолегированных титановых сплавов различного сечения.

1. Гармата В. А., Петрунько А. Н., Галицкий Н. В. и др. (1983) *Титан*. Москва, Металлургия.
2. Хореев А. И., Хореев М. А. (2005) Титановые сплавы, их применение и перспективы развития. *Материаловедение*, **7**, 25–34.
3. Хореев А. И. (2007) Теория и практика создания титановых сплавов для перспективных конструкций. *Технология машиностроения*, **12**, 5–13.
4. Антонюк С. Л., Моляр А. Г., Калинюк А. Н. и др. (2003) Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины. *Современная электрометаллургия*, **1**, 5–10.
5. Ахонин С. В., Северин А. Ю., Березос В. А. и др. (2016) Особенности выплавки слитков титанового сплава ВТ19 в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Там же*, **2**, 23–27.
6. Белов С. П., Брун Г. А., Глазунов С. Г. и др. (1992) *Металловедение титана и его сплавов*. Москва, Металлургия.
7. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. (1974) *Конструкционные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
8. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
9. Шиллер З., Гайзик У., Панцер З. (1980) *Электронно-лучевая технология*. Москва, Энергия.
10. Корягин С. И., Пименов И. В., Худяков В. К. (2000) *Способы обработки материалов*: учебное пособие. Калининград, Калинингр. ун-т.
11. Кривоухов В. А., Чубаров А. Д. (1990) Обработка резанием титановых сплавов. Москва, Машиностроение.
12. Созинов А. И., Строшков А. Н. (1990) Повышение эффективности черновой обработки заготовок из титановых сплавов. Москва, Металлургия.
13. Ахонин С. В., Миленин А. С., Пикулин А. Н. (2005) Моделирование процессов испарения легирующих элементов при электронно-лучевом оплавлении поверхности цилиндрических слитков из сплавов на основе титана. *Современная электрометаллургия*, **1**, 21–25.
14. Ахонин С. В., А Миленин. С., Пикулин А. Н. (2005) Моделирование процессов испарения легирующих элементов при электронно-лучевом оплавлении поверхности слитков слябов из сплавов на основе титана. *Там же*, **3**, 32–35.
15. Тригуб Н. П., Жук Г. В., Пикулин А. Н. и др. (2003) Электронно-лучевая установка УЭ-185 для оплавления поверхностного слоя слитков. *Там же*, **3**, 12–14.

ПОЛУЧЕНИЕ СЛИТКОВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ В ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ УСТАНОВКАХ

С. В. АХОНИН[1], А. Ю. СЕВЕРИН[1], В. А. БЕРЕЗОС[1], А. Н. ПИКУЛИН[1], А. Г. ЕРОХИН[2]
[1]Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина
[2]ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Основной проблемой при выплавке слитков многокомпонентных сплавов методом электронно-лучевой плавки (ЭЛП) является обеспечение конечного химического состава слитков, связанная с тем, что плавка проводится в вакууме и легколетучие легирующие элементы испаряются более интенсивно. Эту проблему удается решить путем применения для расчетов исходной шихты и параметров ведения плавки методов математического моделирования. При получении крупных слитков интерметаллидных сплавов еще одной проблемой является образование глубокой жидкой металлической ванны, что приводит к возникновению в слитке ликвации, столбчатой и неоднородной структуры. ЭЛП позволяет разделить процессы плавления заготовки и кристаллизации слитка и, соответственно регулировать их скорости. Применение для расчетов технологических режимов ЭЛП математической модели кристаллизации слитков позволяет получать качественные слитки интерметаллидных сплавов с однородной равноосной структурой. Показана возможность применения технологии ЭЛП для получения высокочистого ферротитана применяемого для производства качественных сталей и сплавов повышенной чистоты.

В настоящее время, достаточно широкое распространение приобретают материалы на интерметаллидной основе. Сплавы на основе интерметаллидных соединений существенно отличаются по своим физико-механическим свойствам от сплавов на основе их компонентов, что позволяет создавать новые материалы с особыми механическими и функциональными свойствами [1-4]. Так, соединения титана и алюминия — алюминиды титана обладают высокими жаропрочными свойствами, а соединения титана и никеля (никелид титана) — эффектом памяти формы. Сплавы на основе алюминида титана являются перспективными для применения в авиа-космической промышленности, энергетическом и транспортном машиностроении, газо- и нефтеперерабатывающей промышленности [5, 6]. Сплавы на основе никелида титана нашли применение в авиа- и судостроении (термомеханические соединения трубопроводов), космической технике (самораскрывающиеся антенны и солнечные батареи), и особенно в медицине (имплантаты и инструменты) [6, 7]. Существует целый спектр интерметаллидных сплавов, благодаря которым стало возможным создание новых и уникальных материалов.

Последние достижения в области увеличения производительности электронно-лучевых установок (ЭЛУ) позволили снизить себестоимость выплавки в них титановых слитков практически до уровня стоимости слитков полученных методом вакуумно-дугового переплава [8]. Это способствует все большему применению технологии электронно-лучевой плавки (ЭЛП) для получения различных титановых сплавов, в том числе и интерметаллидных. Основной проблемой при выплавке методом ЭЛП является проблема обеспечения заданного химического состава слитков, которая связана с тем, что плавка в ЭЛУ проводится при более высоком вакууме, чем при ВДП, и легирующие элементы с упругостью пара, превышающей упругость пара титана, испаряются более интенсивно. К таким элементам относятся алюминий, хром, марганец и др. Эту проблему удается решить путем определения зависимости изменения концентрации алюминия и других легирующих компонентов сплавов в слитке от их исходного содержания в шихте и технологических параметров электронно-лучевой плавки с применением методов математического моделирования. Разработанная в ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины математическая модель позволяет определять параметры ЭЛП титановых сплавов, в том числе и интерметаллидных, которые обеспечивают получение качественных слитков с гарантированным химическим составом [9].

Характерной особенностью процесса ЭЛП является наличие трех зон плавки–оплавляемый торец расходуемой заготовки, промежуточная емкость и кристаллизатор (рис. 1). Математическая модель процессов испарения при ЭЛП строится на основе уравнений материального баланса каждого легирующего элемента сплава для каждой стадии плавления, при этом связи между стадиями заменяют массопотоками.

$$\frac{\partial}{\partial\tau}\int_{V_i}\rho[X]_i\,dV = m_{i-1}[X]_{i-1} - S_i\pi_i^X - m_i[X]_i,$$

где X — химический элемент сплава; V_i — объем жидкого металла для каждой стадии плавления, м^3; ρ — плотность расплава, кг/м^3; S_i — площадь жидкого металла для каждой стадии плавления, м^2; π_i^X — удельные потоки элемента сплава через межфазную поверхность в паровую фазу, кг/(с·м^2); m_i — массовая скорость поступления расплава для каждой стадии плавления, кг/с.

Математическая модель устанавливает зависимость концентрации легирующего элемента сплава в слитке, от скорости плавки, концентрации легиру-

© С. В. АХОНИН, А. Ю. СЕВЕРИН, В. А. БЕРЕЗОС, А. Н. ПИКУЛИН, А. Г. ЕРОХИН, 2017

ющих элементов в расходуемой заготовке и температуры расплава. Так, с помощью математической модели процессов испарения для интерметаллидного сплава системы TiAlNbCrZr определены зависимости содержания легирующих элементов в слитке от скорости плавки *m,* при различном химическом составе исходной шихты (рис. 2, *а*). Построены номограммы содержания элементов сплава в слитке алюминида титана от его содержания в исходной шихте для различных скоростей плавки (рис. 2, *б*). С помощью построенной номограммы стало возможным достаточно просто рассчитывать шихтовые материалы для получения качественных слитков интерметаллидных сплавов.

Еще одной проблемой при получении крупных слитков интерметаллидных сплавов наиболее применяемыми металлургическими способами является образование глубокой жидкой металлической ванны, что приводит к возникновению в слитке ликвации, столбчатой и неоднородной структуры [10, 11]. Отличительной особенностью ЭЛП является использование независимых источников нагрева, что дает возможность разделить процесс плавления заготовки и процесс кристаллизации слитка (рис. 3, *а*). С целью изучения процессов кристаллизации слитков интерметаллидных сплавов использована разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона математическая модель тепловых процессов в цилиндрических слитках сплавов титана при электронно-лучевом переплаве с промежуточной емкостью [8, 12]. Модель позволяет прогнозировать форму и глубину жидкой ванны при различных режимах плавки (рис. 3, *б*).

Адекватность построенной математической модели была проверена экспериментально, при этом установлено, что рассчитанные глубины жидких ванн совпадают с экспериментальными в пределах 5–12 отн. % [13]. Применение этой модели для расчетов необходимых технологических режимов ЭЛП позволяет получать слитки интерметаллидных сплавов с достаточно однородной структурой.

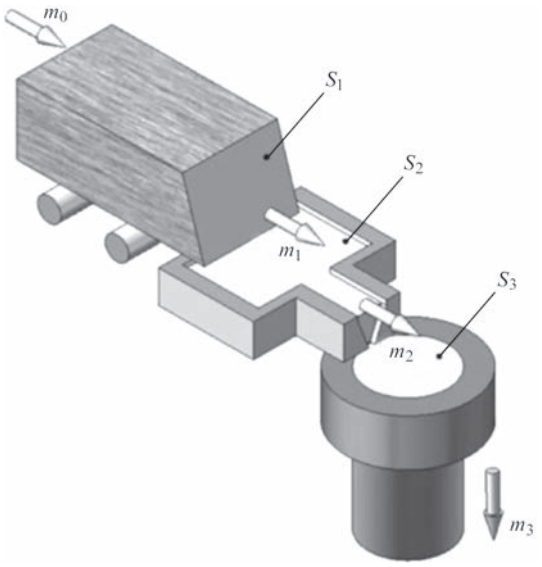


Рис. 1. Схема электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью и уравнения материального баланса легирующих элементов сплава

Одним из действенных способов повышения свойств интерметаллидных сплавов является их легирование различными тугоплавкими элементами — Nb, Mo, Ta, W [2–5]. Наличие в составе сплава тугоплавких элементов создает определенные трудности при получении слитка ЭЛП за один переплав, так как не позволяет получить на выходе качественный слиток. Предложена новая схема выплавки слитков интерметаллидных сплавов легированных тугоплавкими элементами [14]. Введение всех тугоплавких легирующих элементов, проводится на первой стадии выплавки слитка. Это позволяет существенно снизить температуру плавления полученной заготовки по сравнению с температурами плавления чистых тугоплавких элементов, что значительно сокращает количество испарившегося на второй стадии алюминия. На второй стадии к полученной заготовке добавляют алюминий с учетом рассчитанных потерь на его испарение (рис. 4).

На базе государственного предприятия «ГП НПЦ Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

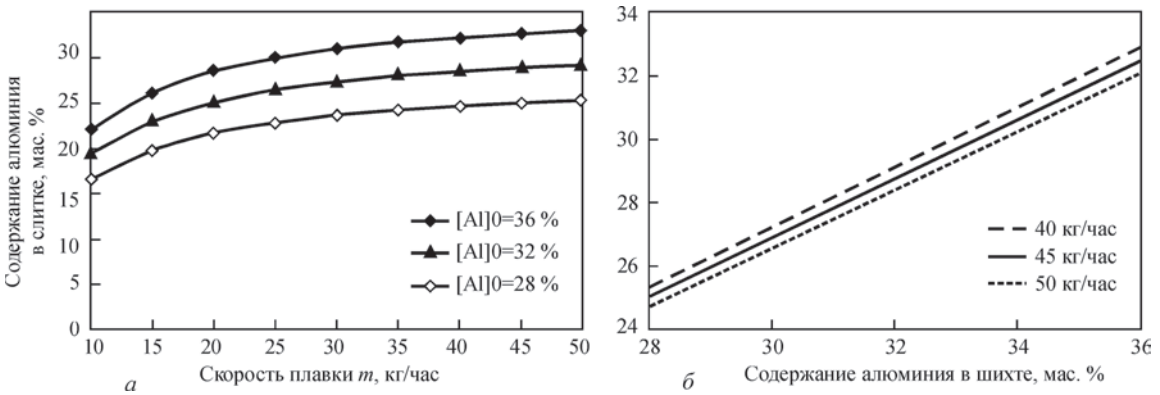


Рис. 2. Зависимости содержания алюминия в слитке от скорости плавки *m*, при различном химическом составе исходной шихты (*а*) и номограмма содержания алюминия в слитке алюминида титана от его содержания в исходной шихте для различных скоростей плавки (*б*)

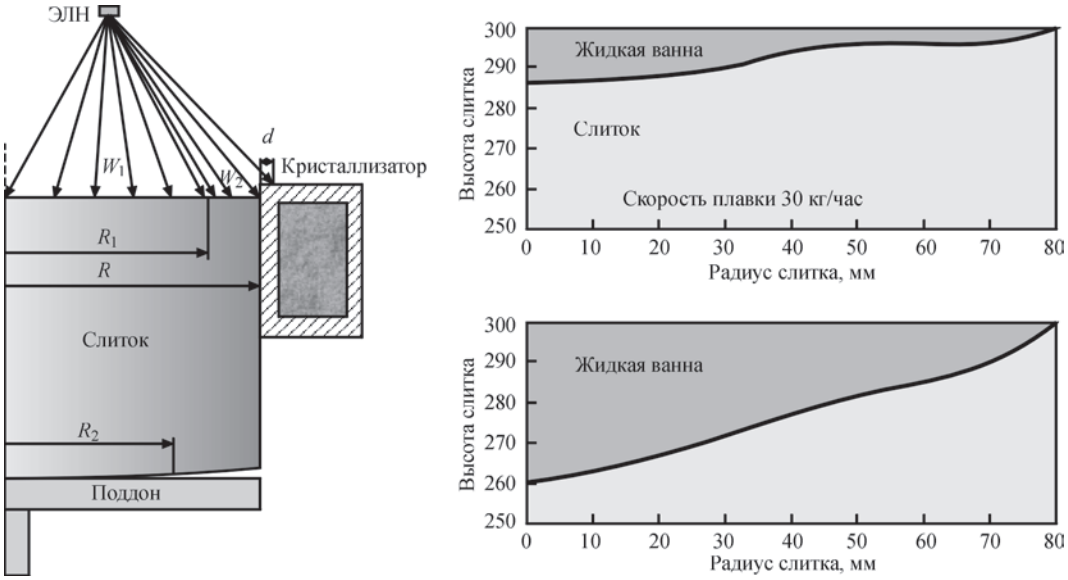


Рис. 3. Математическая модель кристаллизации цилиндрических слитков сплавов титана при ЭЛП (*а*) и рассчитанные по модели жидкие ванны для различных скоростей плавки (*б*)

получен целый спектр слитков сплавов на основе интерметаллидных соединений (рис. 5).

Еще одни интересным и перспективным направлением, хотя и не связанного напрямую с получением слитков интерметаллидных сплавов, является получение методом ЭЛП высокочистого ферротитана для производства качественных сталей и сплавов повышенной чистоты. В настоящее время основное направление в развитии черной металлургии связано не с наращиванием объема производства материалов, а с повышением качества продукции. Возникла необходимость производить конструкционный материал с меньшей металлоемкостью, но с более высоким уровнем механических свойств за счет введения в расплав легирующих элементов. Иногда эти элементы вводят в чистом виде, но, как правило, в виде ферросплавов — сплавов железа с легирующими элементами. Одним из самых распространенных и эффективных ферросплавов является ферротитан — сплав титана с железом. При взаимодействии этих металлов в определенных соотношениях образуются интерметаллидные соединения TiFe и $TiFe_2$ Существенным недостатком известных составов ферротитана [15] является то, что он не обеспечивает основному металлу и металлу сварных швов жаропрочных сталей и сплавов, выплавляемому с его использованием, высокую длительную прочность при температурах выше 600 °С, коррозионную стойкость, а также сопротивляемость горячим трещинам при сварке из-за высокого содержания серы, фосфора и цветных металлов, а также наличия нерегламентированного содержания примесей с низкой температурой плавления свинца, цинка, олова, сурьмы, висмута и мышьяка. Использование метода ЭЛП и чистых шихтовых материалов позволяет получить высокочистый низкоуглеродистый ферротитан с использованием спроектированной и изготовленной спецоснастки (рис. 6).

Таким образом, проведя предварительные расчеты, используя математическое моделирование процессов испарения легирующих элементов и процессов кристаллизации слитка при ЭЛП, мож-

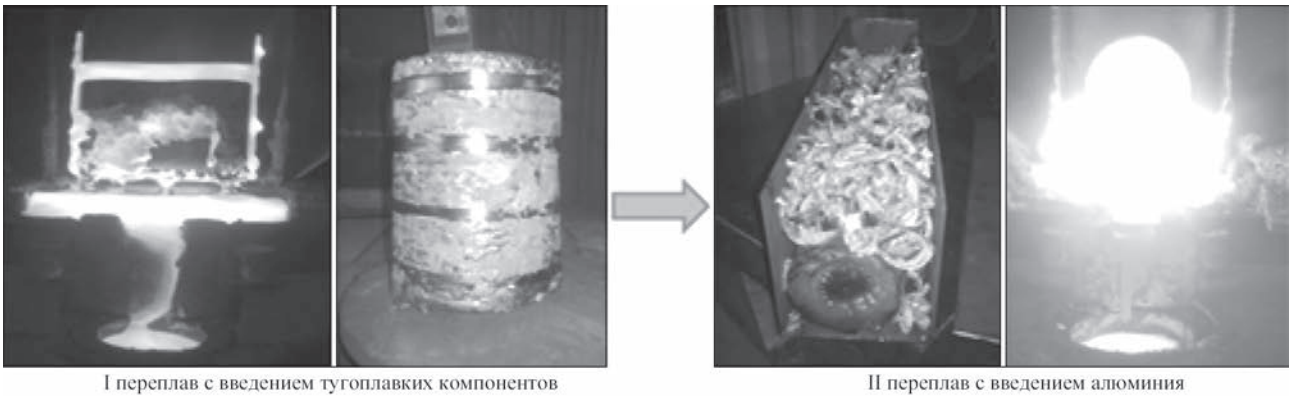


Рис. 4. Двухстадийная электронно-лучевая плавка слитков сплавов на основе интерметаллидов содержащих тугоплавкие элементы

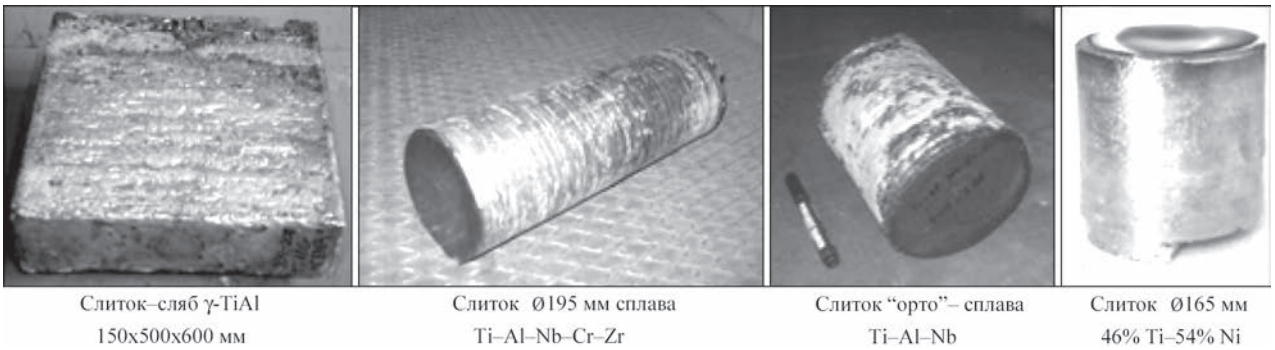


Рис. 5. Слитки различного сортамента на основе интерметаллидных сплавов, полученных методом ЭЛП на базе «ГП НПЦ Титан» ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

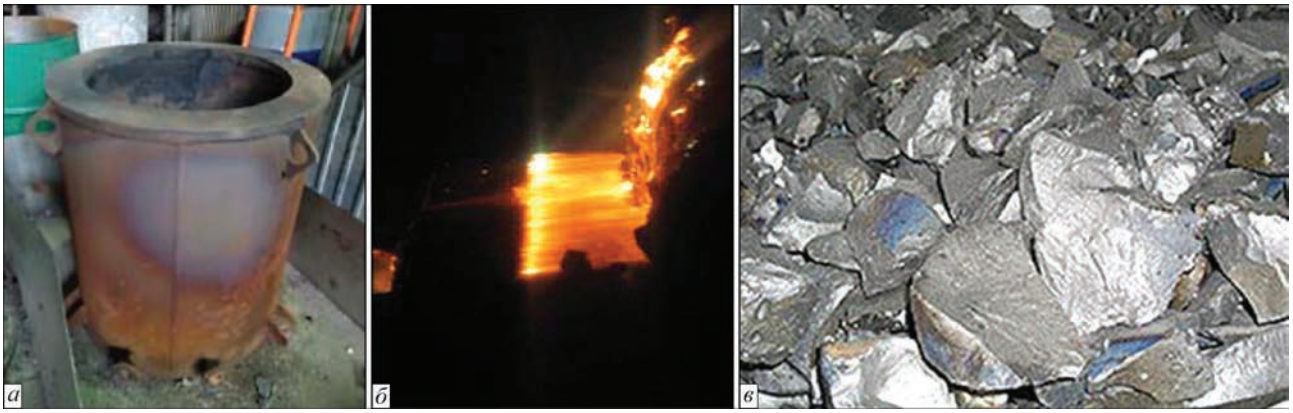


Рис. 6. Оснастка (*а*), процесс ЭЛП (*б*) и готовая продукция (*в*) высокочистого ферротитана марки ФТи70

но заранее определить оптимальные параметры ведения плавки слитков интерметаллидных сплавов. При этом, во время плавки будет наблюдаться минимальное испарение легколетучих компонентов сплава, а так же образовываться минимальная жидкая ванна при кристаллизации слитка. Применение двухстадийной электронно-лучевой плавки и оптимальных параметров ее ведения позволит получить качественный и химически однородный слиток.

Показана возможность применения технологии ЭЛП для получения высокочистого ферротитана применяемого для производства качественных сталей и сплавов повышенной чистоты.

1. (1994) Materials Properties Handbook. Titanium Alloys. Ed. by R. Boyer, G. Welsch, E.W. Collings. ASM International. The Material Information Society.
2. Поварова К.Б., Банных О.А. (1996) Принципы создания новых материалов для работы при высоких температурах. *Обработка легких и специальных сплавов*. Москва, ВИЛС, 56–70.
3. Поварова К.Б., Банных О.А. (1999) Принцип создания конструкционных сплавов на основе интерметаллидов. *Материаловедение*, **2**, 27–32.
4. Dimiduk D.M., Mendiratta M.G., Subramanian P.R. (1992) Development of intermetallic materials for aerospace. *Material Science and Technology*, **8**, 367–375.
5. Анташов В.Г., Ночовная Н.А., Иванов В.И. (2002) Тенденция развития жаропрочных титановых сплавов для авиадвигателестроения. *Технология легких сплавов*, **4**, 72–76.
6. Каблов Е.Н., Лукин В.И. (2008) Интерметаллиды на основе титана и никеля для изделий новой техники. *Автоматическая сварка*, **11**, 76–82.
7. Гюнтер В.Э., Ходоренко В.Н., Ясенчук Ю.Ф. и др. (2006) *Никелид титана. Медицинский материал нового поколения*. Томск, МИЦ.
8. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) Электронно-лучевая плавка титана. Киев, Наукова думка.
9. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.А., Ерохин А.Г. (2013) Математическое моделирование процессов испарения при выплавке слитков многокомпонентных титановых сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*, **4**, 34–39.
10. Андреев А.Л. и др. (1978) *Титановые сплавы. Плавка и литье титановых сплавов*. Москва, Металлугия.
11. Добаткин В.И. и др. (1966) *Слитки титановых сплавов*. Москва, Металлургия.
12. Жук Г.В., Ахонина Л.В., Тригуб Н.П. (1998) Математическое моделирование процессов кристаллизации титанового сплава Ti–6Al–4V при ЭЛПЕ. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **2**, 21–25.
13. Березос В.А. (2010) Экспериментальная проверка адекватности математической модели процесса кристаллизации титанового слитка при электронно-лучевой плавке. *Современная электрометаллургия*, **3**, 14–17.
14. Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.А. (2015) Разработка технологии введения тугоплавких легирующих элементов в сплавы на основе интерметаллида Ti_2AlNb при электронно-лучевой плавке. *Там же*, **3**, 12–15.
15. *ГОСТ 4761–91*: Ферротитан. Технические требования и условия поставки.

ДИСПЕРСНЫЕ И СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ И МОЛИБДЕНА

Н. И. ГРЕЧАНЮК[1], В. Г. ГРЕЧАНЮК[2]
[1]Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина
[2]Киевский национальный университет строительства и архитектуры, Киев, Украина

Рассмотрены фазовый состав и особенности формирования структуры трех типов конденсированных с паровой фазы композиционных материалов на основе меди и молибдена толщиной от 0,8 до 5 мм, полученных при температурах подложки 700 и 900 °С: дисперсно-упрочненных, микрослойных с толщиной чередующихся слоев меди и молибдена от 1 до 10 мкм и объемных нанокристаллических с толщиной чередующихся слоев меньше 0,5 мкм.

Высокоскоростное электронно-лучевое испарение металлов и неметаллов в вакууме (скорости осаждения атомарного или молекулярного паровых потоков на подложку могут достигать 150 мкм/мин) относительно новое направление в материаловедении.

Начало практического применения процессов высокоскоростного испарения-конденсации материалов относится к 70-м годам прошлого столетия и их развитие постоянно прогрессирует[1].

В настоящее время указанные процессы широко используют для нанесения защитных покрытий на изделия различного технического назначения [2–8]. Новые материалы, получаемые конденсацией паровых потоков на подогретую до определенной температуры подложку в зависимости от структуры, могут быть отнесены к дисперсно-упрочненным, слоистым или пористым материалам. Достижения по созданию таких материалов, их структура, свойства и области их применения обобщены в работах [9–12].

Процессы испарения-конденсации широко применяют для получения нанокристаллических тонких пленок. Тонкие пленки относятся к наноразмерным, нанофазным, наноструктурированным материалам, если их топологические размеры хотя бы в одном направлении, лежат в нанометровом диапазоне (например, ограничиваемом толщиной) [13–15].

К современным практически применяемым тонким металлическим пленкам относят [15]:

- материалы с многослойной структурой, в которых химический состав меняется скачкообразно на границе слоев;
- квазимногослойные структуры, в которых каждый из компонентов распределен очень неоднородно по толщине, при этом четкая граница между квазислоями отсутствует;
- материалы с фазовой или концентрационной неоднородностью по объему, в том числе в пределах одного зерна;
- островковые, гранулированные пленки и т.п.

© Н. И. ГРЕЧАНЮК, В. Г. ГРЕЧАНЮК, 2017

Конденсация из паровой фазы позволяет получать более широкий спектр состояний, чем предсказуемый равновесными фазовыми диаграммами состояния для исходных массивных систем.

В тонких металлических пленках сложного состава могут отсутствовать фазы, ожидаемые по диаграмме фазового равновесия, и присутствовать такие фазы, которые не предсказываются равновесной диаграммой состояния для данного исходного материала или даже для фактических составов конденсированных слоев, например, образование пересыщенных твердых растворов, что экспериментально подтверждено в тонких пленках Al–Cu [15] и Cu–W [16].

Если тонкие пленки и тонкопленочные композиции на их основе нашли самое широкое применение в современной технике [15], то формирование толстых (10÷100 мкм и более) наноструктур с большим количеством слоев, другими словами, массивных макроскопически однородных тел, которые имеют внутреннюю наноструктуру методами испарения конденсации при высоких температурах подложки (300 °С и более) до последнего времени наталкивалось на ряд, казалось бы, непреодолимых трудностей. Эти трудности обусловлены распадом структуры нанослоев, ростом зерна при высоких температурах конденсации и, как результат, превращение наноструктурных композиций в типичные поликристаллические материалы.

Как известно [17], приемлемый комплекс физико-механических свойств в массивных конденсированных системах можно получить при условии, что температура подложки, на которую осуществляется конденсация, равняется или превышает 0,3 от температуры наиболее легкоплавкого компонента. Многокомпонентность, многослойность, градиентность, легирование, дисперсионное и дисперсное упрочнение такой сегодня арсенал способов направленного формирования массивных термодинамически неравновесных, но кине-

тически устойчивых при высоких температурах, массивных наноструктурных материалов.

При выборе объекта исследований исходили из оценки термодинамической и кинетической совместимости компонентов, составляющих композиционные материалы (КМ). Согласно [18] термодинамическая совместимость матрицы и упрочняющих (армирующих) элементов определяется возможностью находиться в состоянии термодинамического равновесия неограниченное время при температурах получения и эксплуатации.

Кинетическая совместимость — способность компонентов КМ находится в состоянии метастабильного равновесия, контролируемого такими факторами, как адсорбция, скорость диффузии, скорость химической реакции и т.п. Наряду с химической совместимостью важно обеспечить механическую совместимость компонентов КМ, т.е. соответствие упругих постоянных, КТЛР, КМ, показателей пластичности, позволяющих достичь прочной связи, необходимой для эффективной передачи напряжений через поверхность раздела.

Термодинамическую и кинетическую совместимость имеют ограниченное количество КМ (например, Cu–Mo, Cu–W).

В процессе анализа учитывались также особенности высокоскоростного испарения-конденсации (технологичность) исходных компонентов (меди, молибдена, вольфрама), состав оксидных пленок в подобных порошковых композициях, возможные области применения конденсированных композиционных материалов (ККМ).

Комплексный анализ литературных данных [19–21], а также проведенных ранее исследований толстых вакуумных конденсатов металлических и неметаллических материалов [22] позволили выбрать в качестве композиции для изучения ККМ систему медь–молибден.

Исходные материалы для получения конденсатов. Марки исходных материалов для получения ККМ приведены в табл. 1.

В качестве исходных (испаряемых) заготовок использовали слитки меди диаметром 98,5 мм и молибдена диаметром 68,5 мм и длиной до 450 мм после вакуумно-дугового переплава. Их частота по основному компоненту была не ниже 99,5÷99,7 мас. %.

Техника эксперимента. ККМ получали по трем технологическим схемам:

1. На стационарной подложке размерами 700×
×400×15 мм. Схема технологического эксперимента приведена на рис. 1.

2. На вращающейся со скоростью 36 об/мин подложке диаметром 800 мм и толщиной 25–30 мм (рис. 2) [23];

Таблица 1. Марки материалов, которые использовались для получения ККМ

Материал	Марка	ГОСТ, ТУ
1	2	3
Медь (Cu)	Мо, МI	ГОСТ 859–78
Молибден (Mo)	МЧВП	ТУ 48-19-247–87
Цирконий (Zr)	–	ТУ 95.46-82, ТУ 95.166–83
Иттрий (Y)	Ит М-1	ТУ 48-4-208–72
Фторид кальция (CaF)	Ч	ГОСТ 7167–77

3. Осаждение композитов Cu–Mo по третьему варианту осуществляли по схеме, описанной в работе [24] (рис. 3).

Диаметр подложки 500 мм, толщина 25÷30 мм. Скорость вращения подложки 1÷10 об/мин.

Подложки изготавливали из Ст.3. Поверхность подложек, на которые проводилась конденсация парового, потока обрабатывали до получения шероховатости не ниже R_a = 0,63 по ГОСТ 2759–73.

Получение композитов по первому варианту проводили при температурах подложки 700±30 °С и 900±30 °С. При этом концентрацию тугоплавкого компонента при 700 °С варьировали от 0,1 до 6 мас. %, при 900 °С от 0,4 до 46,7 мас. %. Указанные концентрационные диапазоны обусловлены особенностями процесса испарения-конденсации на данном типе электронно-лучевого оборудования при выбранных температурах подложки.

Перед формированием конденсатов на подложку, предварительно нагретую до 700±30 °С, осаждали разделительный слой из диоксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия, или фторида кальция (CaF_2) [22, 25]. Более целесообразным является использование CaF_2, учитывая его низкую стоимость и возможность снятия пленки с под-

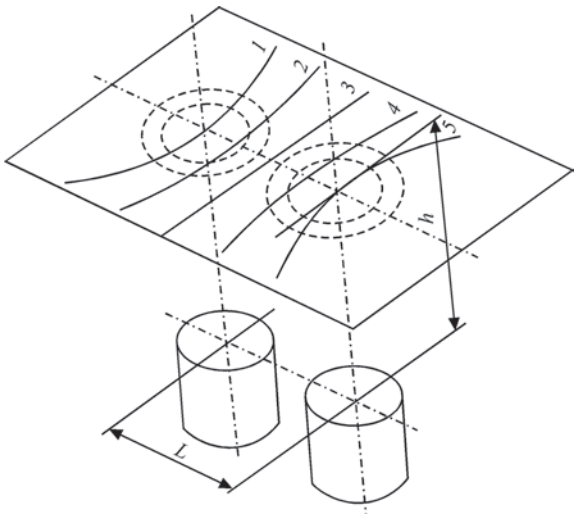


Рис. 1. Схема получения ККМ с переменной по длине подложки концентрацией меди и молибдена путем испарения-конденсации исходных компонентов из двух независимых источников: *1–5* — линии постоянных концентраций в двухкомпонентной системе Cu–Mo по ширине подложки

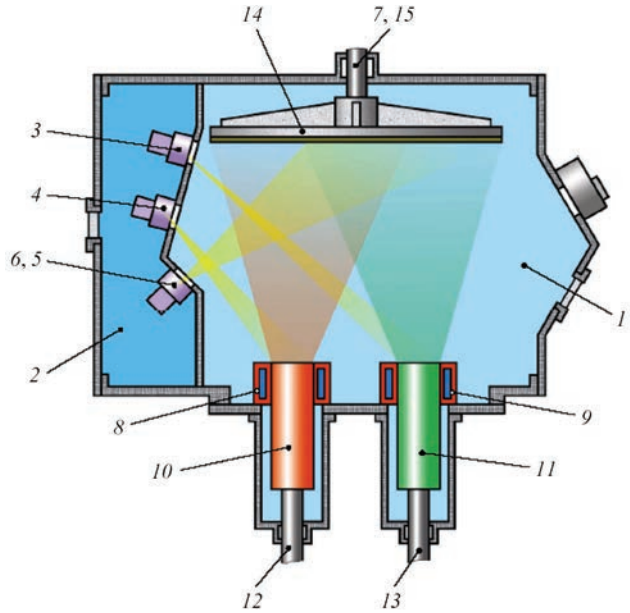


Рис. 2. Схема получения ККМ на вращающейся подложке путем осаждения меди и молибдена из двух независимых источников без разделения паровых потоков: *1* — рабочая камера; *2* — камера пушек; *3–6* — электронно-лучевые нагреватели; *7* — шток для крепления подложки; *8*, *9* — медные водоохлаждаемые тигли; *10*, *11* — исходные (испаряемые) материалы; *12*, *13* — механизмы подачи слитков в зону испарения; *14* — подложка; *15* — привод вращения подложек

ложки или конденсата путем растворения в горячей воде [26].

Испарение меди проводили через ванну-посредник [27]. Указанный технологический прием

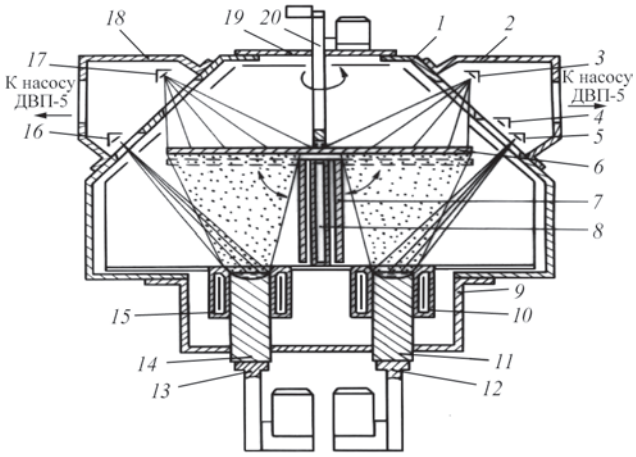


Рис. 3. Схема получения ККМ на вращающейся подложке путем испарения меди и молибдена из двух независимых источников с разделением паровых потоков: *1* — рабочая камера; *2*, *18* — камеры электронно-лучевых нагревателей; *3*, *17* — электронно-лучевые нагреватели для подогрева подложки; *4*, *5*, *16* — электронно-лучевые нагреватели для испарения исходных материалов; *6* — подложка; *7* — медный водоохлаждаемый экран для разделения паровых потоков меди и молибдена; *8* — охлаждающая жидкость (вода); *9* — камера механизмов подачи слитков в зону испарения; *10*, *15* — водоохлаждаемые медные тигли; *11*, *14* — испаряемые слитки; *12*, *13* — механизмы подачи слитков в зону испарения; *19* — крышка крепления механизма вращения подложки; *20* — механизм вращения подложки

позволил примерно в 2–3 раза увеличить скорость испарения меди и уменьшить в паровом потоке количество микрокапельной фазы. При этом скорость осаждения меди на стационарной подложке (вариант 1) изменяли от 8 до 60 мкм/мин и молибдена от 3 до 10 мкм/мин; на вращающейся подложке (вариант 2, 3) от 3 до 20 мкм/мин и от 1 до 3,5 мкм/мин соответственно. Суммарное содержание циркония и иттрия в конденсированных материалах Cu–Mo не превышало 0,1 мас. %. ККМ для исследований представляли собой листовые заготовки прямоугольного 700×400 мм и цилиндрического 500 и 800 мм типов толщиной от 0,8 до 5 мм. Определение химического и фазового состава, исследование физико-механических и коррозионных характеристик ККМ проводили по методикам, описанным в работе [23].

Фазовый состав. Рентгенофазовый анализ показал, что у всех типов исследуемых композиций, кроме основных компонентов меди и молибдена, присутствует незначительное (до 3 мас. % от общего содержания упрочняющей фазы) количество дисперсных включений CuO и MoO_3. Этот факт свидетельствует о том, что при рабочем вакууме $3\cdot10^{-2}$–$5\cdot10^{-3}$ Па происходит частичное окисление основных компонентов композитов остаточными газами, присутствующими в рабочем пространстве, где осуществляется процесс испарения–конденсации.

Структура. Градиентные ККМ. Основной особенностью испарения технических чистых металлов и многокомпонентных сплавов из одного источника является фракционирование, обусловленное различием скоростей испарения примесей в металлах и компонентов, образующих сплав. Формирующийся на подложке конденсат имеет неоднородный состав, так как начальные слои обогащены легколетучим компонентом, а в последующих слоях преобладает вещество с малой упругостью пара. По мере поступления металла (сплава) в зону испарения количество примесей (компонентов) в жидкой ванне постоянно меняется. Поэтому неоднородность (полосчатость) структуры по толщине конденсата имеет различный характер (цвет, толщина зон и т.п.). На образование неоднородности также влияют и технологические параметры осаждения (температура подложки, скорость осаждения, глубина и динамика изменения вакуума, наклона парового потока и др.). Подробный теоретический анализ испарения бинарных сплавов из одного источника провел Цинсмейстер [28].

При формировании градиентных по своему составу ККМ путем раздельного испарения компо-

нентов с одновременной конденсацией их паров на подложке, процессы формирования структурной неоднородности существенно усугубляются. Особо следует отметить изменение температуры на поверхности жидких ванн испаряемых компонентов. Даже при колебании температуры в пределах 10÷20 °С скорость испарения может изменяться вдвое, что крайне неблагоприятно сказывается на воспроизводимости состава конденсата [2]. В процессе осаждения подобных градиентных материалов на подложке могут быть одновременно реализованы оба известных механизма конденсации пар→жидкость→кристалл (ПЖК) и пар→ →кристалл (ПК). При определенной для данного конденсируемого вещества критической температуре близкой к 2/3 $T_{пл}$ один механизм конденсации может сменяться другим [15, 25, 29]. В этом случае аморфные и стеклообразные состояния возникают вследствие переохлаждения жидких фаз, когда конденсация происходит по ПК механизму. Метастабильные модификации, сильно пересыщенные твердые растворы (не только по отношению к нормальной растворимости при комнатной температуре, но и к максимальной в твердой фазе согласно диаграмме состояния) образуются по ПЖК механизму из резко переохлажденных жидких растворов. Такой механизм легко реализуется в случаях бинарных или многокомпонентных систем, когда в твердом состоянии наблюдается ограниченная растворимость. Композиты Cu–Mo являются ярким примером таких систем [30]. Вследствие высоких скоростей осаждения и колебаний температуры на поверхности жидкой ванны, приводящих к изменению скоростей, температура подложки повышается за счет конденсации пара (фазовых превращений) и теплоизлучения от испарителя (испарителей). Энергия поглощается в тонком поверхностном слое.

Это дало основание считать, что в течение короткого времени температура поверхности повышается до такой степени, что превышает усредненную температуру (°С) конденсации на несколько сот градусов [31].

Экспериментальное подтверждение данного явления было установлено авторами при формировании ККМ со скоростями осаждения меди 40–60 мкм/мин. На поверхности конденсата толщиной 0,8–1,0 мм образовывалась пленка жидкой меди, температура плавления которой, как известно [26], составляет 1083 °С.

Учитывая вышеизложенное, можно ожидать, что степень структурных, субструктурных концентрационных фазовых неравновесностей может быть настолько высокой, что процессы превраще-

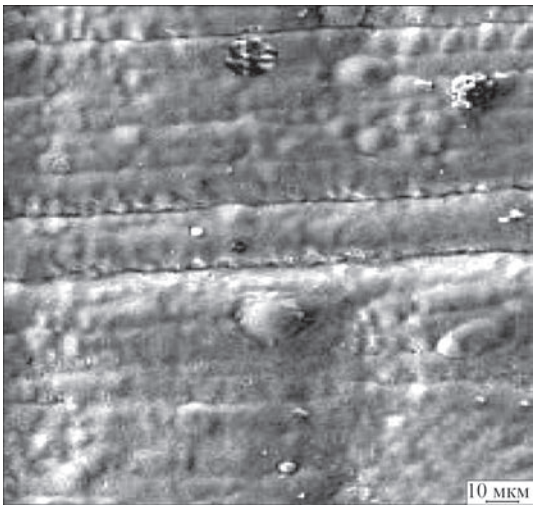


Рис. 4. Характерная морфология поверхности ККМ

ний развиваются уже при конденсации вещества и при его естественном старении.

Детальное исследование структуры и физико-механических свойств ККМ Cu–Mo с содержанием тугоплавкой фазы до 6 мас. %, осажденных при температуре подложки 700–900 °С, приведено в работах [32–39]. Макроструктурным исследованиям подвергали поверхность и сечения образцов параллельно и перпендикулярно паровому потоку (до и после травления), а также изломы. Для всей поверхности характерно наличие закристаллизованных микрокапель выброшенного из ванн металла и бугорков (рис. 4). Количество последних от партии к партии изменяется и может достигать $1 \cdot 10^{-2}$ см^2 при максимальных скоростях осаждения. Образование бугорков связано с выбросом и переносом на подложку капель жидкой и твердой фаз на разных стадиях процесса испарения-конденсации.

Для композиций Cu–Mo с содержанием тугоплавкой фазы до 3 мас. % присуща типичная для дисперсно-упрочненных материалов структура со слабо выраженной слоистостью [10]. Конденсаты имеют характерную столбчатую структуру (рис. 5, *а*). Кристаллиты вытянуты в направлении парового потока практически перпендикулярно поверхности конденсации. Размер зерна уменьшается по мере увеличения концентрации упрочняющей фазы. Наиболее интенсивное измельчение зерна матрицы происходит при малых концентрациях второй фазы (до 1 мас. %, рис. 6).

Измельчение зерна интенсивнее происходит при низких температурах осаждения. Так, в конденсатах, полученных при температурах подложки 500±30 °С, 700±30 °С и 900± 30 °С при содержании упрочняющей фазы ≈2 мас. % средний размер зерна и дисперсных частиц соответственно равны 1,45; 2,0; 7,0 мкм; 12, 27 и 53 нм [32, 34, 40]. Частицы упрочняющей фазы имеют форму, близкую

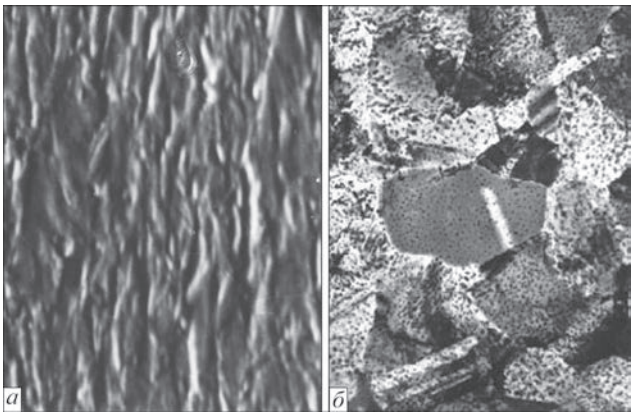


Рис. 5. Микроструктура конденсированных дисперсно-упрочненных материалов Cu–1,2 % Mo; *а* — ×600; *б* — ×6500

к сферической (рис. 5, *б*). В подобных конденсатах за результатами рентгенофазового анализа структура материала представлена двумя основными фазами: ГЦК на основе меди и ОЦК на основе молибдена. При этом наблюдается тенденция к сильному размыванию линий молибдена и их смещение в сторону больших углов, характерная для материалов с наночастицами.

В конденсатах с содержанием молибдена 3–(5÷6) мас. % характер структуры меняется. Частицы молибдена в таких конденсатах увеличиваются, образовывая цепочки и конгломераты, ориентированные параллельно плоскости материала. Расстояние между цепочками уменьшается с ростом концентрации тугоплавкой фазы. Конденсированные композиционные материалы Cu–Mo с содержанием тугоплавкой фазы от 5 до 12÷15 мас. % отличаются комбинированной слоистостью, где сплошные слои чередуются с прерывистыми (рис. 7).

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что состав ККМ характеризуется микронеоднородностью распределения компонентов по толщине. Для представленного на рис. 8 композита усредненный химический состав молибдена по толщине конденсата составляет 7,62 мас. %, тогда как в отдельных его слоях концентрация колеблется от 2,83 до 11 мас. %.

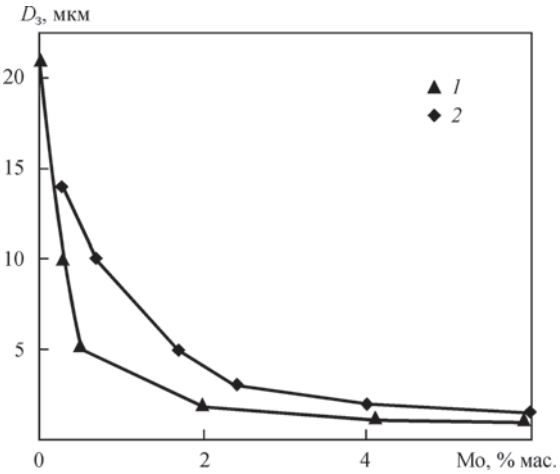


Рис. 6. Зависимость среднего размера зерна $D_з$ от содержания второй фазы в дисперсно-упрочненных материалах Cu–Mo: *1* — $T_п$ = 700±30 °С; *2* — $T_п$ = 900±30 °С

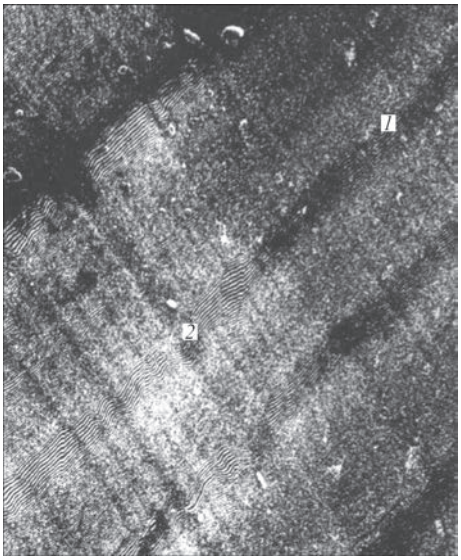


Рис. 7. Типичная структура ККМ с содержанием Mo от 6 до 12÷15 мас. %: *1* — область материала со сплошной слоистостью (*темные поле*); *2* — область материала с прерывистой слоистостью (*светлое поле*) (×6000)

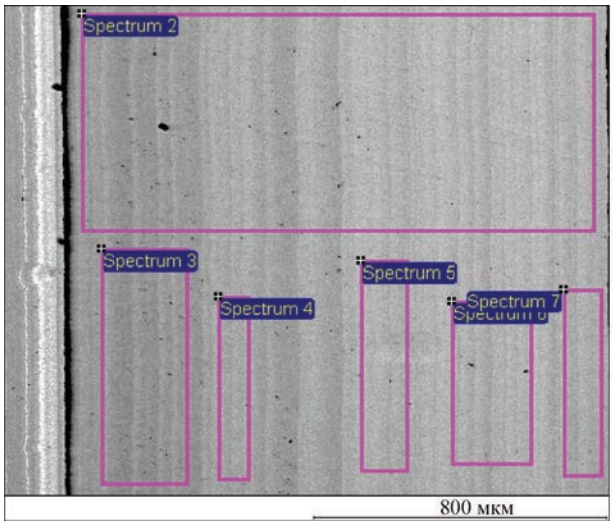
Это обусловлено влиянием ряда технологических факторов (колебание температуры на поверхности жидкой ванны, наличием оксидных пленок, изменением химического состава ванны, динамики изменением вакуума и др). Сплошность слоев, их контрастность, неоднородность расположения в объеме материала, неоднородность распределения упрочненной фазы в отдельно взятых слоях усиливается с ростом содержания молибдена (рис. 9).

Качественно подобные изменения структуры характерны для ККМ градиентного типа Cu–Cr, Cu–W [23, 43, 44].

Следует отметить, что ориентированное распределение упрочняющей фазы характерно не только для металлических систем с минимальной растворимостью компонентов, но и для металлокерамических композиций, где подобная растворимость вообще отсутствует.

На рис. 10, в качестве примера, приведена микроструктура конденсированных материалов NiCrAlTi — Al_2O_3, полученных при температуре подложки 1000÷30 °С. Видно характерное линейное структурирование керамической (светлое поле) и металлической (темное поле) фаз в объеме конденсата. При температурах осаждения ниже 1000 °С подобного структурирования не наблюдается.

Колебания температуры на поверхности жидкой ванны, приводящие к изменению скоростей испарения компонентов, реализуемые вследствие



Spectrum	Cu	Mo	Total
Spectrum 2	92,38	7,62	100
Spectrum 3	97,17	2,83	100
Spectrum 4	92,17	7,83	100
Spectrum 5	88,91	11,09	100
Spectrum 6	90,32	9,68	100
Spectrum 7	91,84	8,16	100

Рис. 8. Распределение компонентов в конденсате Cu – 7,62 Mo мас. % (усредненное значение по толщине)

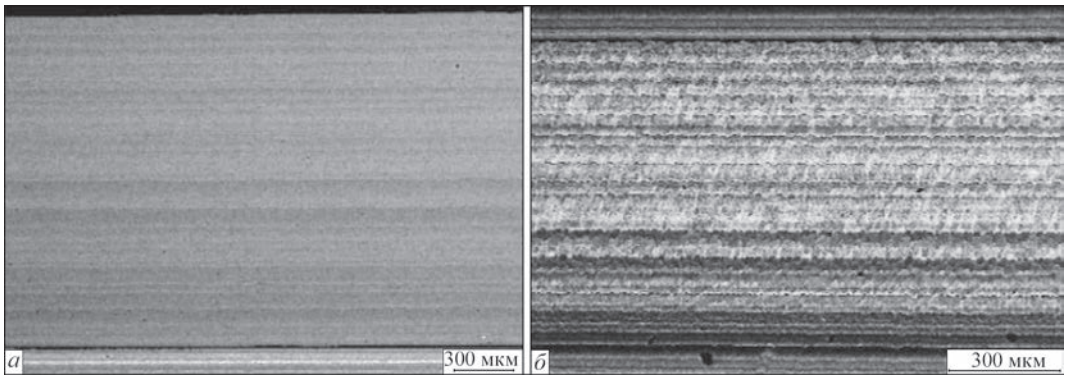


Рис. 9.Структура композиционных материалов с различным содержанием компонентов: *а* — Cu–7,62 % масс. Mo; *б* — Cu–46,7 мас. % Mo

этого явления различные механизмы конденсации ПК и ПЖК, образование в процессе осаждения пересыщенных твердых растворов с различной концентрацией меди и молибдена обуславливают неоднородность структуры (рис. 7) и химического состава (рис. 8) по толщине конденсата. Вследствие этого в отдельных шарах ККМ в зависимости от соотношения легкоплавкой и тугоплавкой составляющих, температуры подложки формируется различный тип структуры (рис. 11): куполообразная (*а*), полигональная (*б*), столбчатая (*в*).

Микрослойные ККМ, полученные последовательным наложением слоев меди и молибдена. Варианты исследуемых образцов ККМ представлены в табл. 2.

ККМ получали при температуре подложки 700±30 °С. Общая толщина композитов 0,8÷1,2 мм. Максимальное содержание упрочняющей фазы ограничивалось образованием трещин и хрупкостью композитов.

В работах [11, 41, 42] показаны существенные зависимости структуры и физико-механических свойств микрослойных ККМ Fe/Cr и Cr/Cu от толщины чередующихся слоев. В микрослойных конденсированных материалах данного типа, соответствующим выбором материалов чередующихся слоев и их толщин были получены высокостабильные структуры, регулируемые в широких пределах значения прочности и пластичности, низкие скорости высокотемпературной ползучести по сравнению со скоростью ползучести материалов отдельных слоев. При этом была отмечена

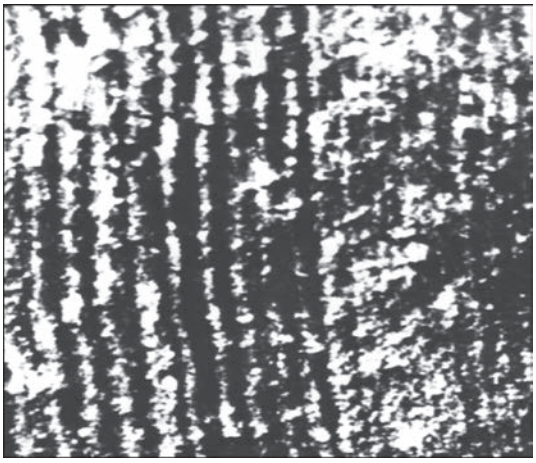


Рис. 10. Структура ККМ, мас. %: 20,1 Ni; 2,2 Cr; 2,8 Al; 22,5 Ti; – Al_2O_3 (×900 укр. 4)

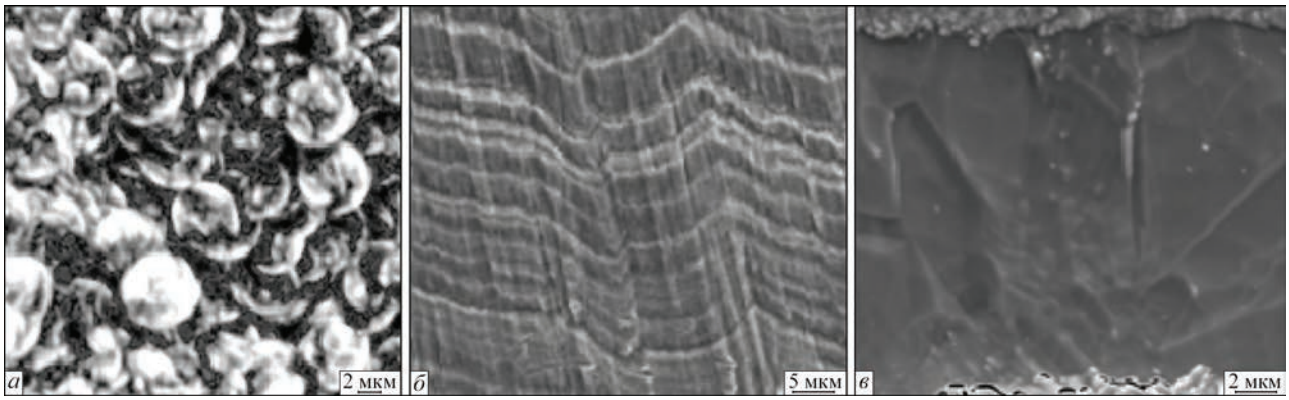


Рис. 11. Структура отдельных слоев в ККМ Cu–Mo

возможность достижения высокого уровня прочностных характеристик при определенной толщине единичного слоя от 1,0 до 1,5 мкм. В области меньших толщин слоев, последние являются нестабильными и распадаются. При толщине слоев 10÷15 мкм указанные материалы по значениям прочности близки к свойствам матричных материалов. На этом основании исследовались несколько серий композиций (табл. 2), в которых толщина составляющих композит слоев варьировалась в следующих пределах: несущий высокомодульный слой Mo от 1,0 до 4 мкм; матричный слой Cu от 1,3 до 10 мкм.

Металлографическими исследованиями установлено, что во всех микрослойных конденсатах несущие слои молибдена имеют столбчатую структуру. Высота столбчатых кристаллитов Mo соизмерима с толщиной слоя. Матричные слои меди состоят из практически равноосных зерен с большим количеством двойников. Определенные различия в кристаллическом строении микрослоев меди и молибдена обусловлены особенностями конденсации для несущих (Mo) и матричных (Cu) слоев. Температура осаждения 700±30 °С соответствует первой структурной зоне для молибдена и третьей для меди [17].

Объемные нанокристаллические ККМ. Выше показано существенную зависимость структуры ККМ от концентрации упрочняющей фазы, температуры осаждения и других технологических параметров. Введение второй фазы в определенных концентрационных диапазонах позволяет получать поликристаллические или слоистые (микрослойные) материалы на основе меди и молибдена с размером зерна ~1 мкм**.** Дальнейшее диспергирование структуры при температурах подложки 700–900 °С не представляется возможным из-за неоднородности градиентных ККМ и распада микрослоев толщиной менее 1 мкм.

Таблица 2. Исследуемые варианты ККМ

Содержание Mo, об. %	Толщина слоев Mo, МКМ	Толщина слоев Cu, МКМ	Общее количество слоев, шт.
16	1,7	10,0	108
16	1,3	7,0	102
19	1,0–1,3	5,0	288
22	2,0	7,0	252
33	2,5	5,0	192
38	3,0	5,0	274
40	4,0	6,0	116
42	1,0–1,3	1,3	390

Получение объемных нанокристаллических материалов на основе меди и молибдена при повышенных температурах конденсации с приемлемым комплексом физико-химических и механических свойств представляется возможным при выполнении определенных (обязательных) условий стабилизации наноструктуры [23, 44, 45]. К ним следует отнести:

а) Обеспечение однородности химического состава компонентов в объеме конденсата.

б) Упрочнение наночастицами нанозерен матрицы с целью повышения их термодинамической стабильности.

в) Создание нанобарьерных слоев на межфазных границах, замедляющих процессы коалесценции нанозерен.

Нежелательный в ККМ градиент концентрации устраняется путем применения движущихся подложек. Метод вращающихся подложек с раздельным испарением компонентов для получения бинарных и многокомпонентных сплавов заданного состава характеризуется высоким коэффициентом использования паров, а также, в значительной степени, устраняет столбчатую структуру, которая иногда приводит к растрескиванию и увеличению пористости. Столбчатая структура не образуется, так как угол падения паров на подложку непрерывно изменяется. Путем изменения геометрического расположения тиглей, скорости вращения подложки, скорости испарения компонентов можно создавать различные типы структур.

Из известных типов композиционных материалов, получаемых методом испарения-конденса-

ции, дисперсно-упрочненных, микропористых и микрослойных [9–12] наиболее перспективными для создания наноструктурных систем являются микрослойные композиции. Формирование внутренней наноструктуры в слоях из меди и молибдена при температурах конденсации 700 °С можно ожидать, если толщины слоев будут меньше 0,5÷0,6 мкм, и они не будут подвержены распаду. Основными технологическими факторами, влияющими на образование слоистой структуры, являются скорость вращения подложки и скорость осаждения компонентов, а на стабильность структуры влияют толщина чередующихся слоев и температура конденсации. При получении подобных КМ важное значение также имеет геометрическое расположение тиглей и подложки относительно тиглей. В технической литературе [20] достаточно подробно описано распределение атомов (молекул) при испарении с точечного источника (конусоидальный закон распределения). Ожидаемое распределение справедливо, если давление пара незначительно и когда процесс испарения не затруднен (например, оксидными пленками, которые могут образовываться на поверхности испаряемой ванны). В реальных условиях получения ККМ наблюдаются значительные отклонения от указанного закона. В работах [44, 45]. Определены основные граничные условия, при которых возможно образование слоистой структуры с толщиной единичного слоя меньше 0,5 мкм при одновременном испарении-конденсации меди и молибдена на вращающуюся подложку.

На рис. 12 представлена схема распределения паровых потоков меди и молибдена на подложке. Видно, что при определенном геометрическом расположении тиглей, принятых при расчетах за точечные источники испарения, и подложки, которая вращается, существуют области распределения практически чистых испаряемых меди и молибдена.

Плотность распределения конденсируемых атомов меди и молибдена монотонно уменьшается с увеличением диаметра подложки. В результате, в определенной зоне подложки происходит смешивание паровых потоков с образованием переходного слоя между компонентами, формирующими конденсат. Вращение подложки обеспечивает переход от компонента *А* (меди) к компоненту *Б* (молибдена) и наоборот. Согласно рис. 12 также можно сделать выводы, что на подложке существуют зоны с минимальной плотностью распределения паровых потоков меди и молибдена. В этих зонах наиболее вероятно образование оксидов и карбидов вследствие взаимодействия испаряемых

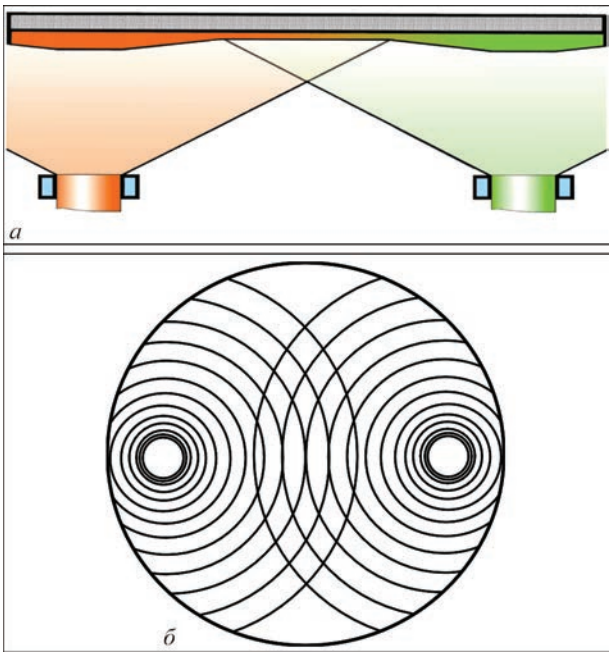


Рис. 12. Схема распределения парового потока при испарении меди и молибдена из двух независимых источников: *а* — вид спереди; *б* — вид снизу

материалов с парами масла вакуумных насосов (углеродом) и с остаточной атмосферой рабочей камеры (кислородом, азотом). Комплексный химический и рентгенофазовый анализ градиентных КМ Cu–Mo толщиной 20÷30 мкм, Ø800 мм), полученных на стационарной подложке, показал, что в конденсатах со стороны испарения меди присутствует молибден (0,07–0,09 мас. %), а со стороны испарения молибдена — медь (0,28–0,45 % мас.). В пленках также обнаружены Zr и Y´ общее содержание которых не превышало 0,07 мас. %, и оксиды меди (CuO) и молибдена (MoO_3). Их концентрация составила около 3 мас. %. Из этого следует, что чередующиеся слои на основе меди состоят из малолегированного сплава на основе меди (Cu–Zr–Y), упрочненного дисперсными частицами Mo, MoO_3, CuO, а слои на основе молибдена содержат дисперсные частицы Cu, CuO и Mo. Упрочнение дисперсными частицами способствует измельчению структуры и повышению термической стабильности слоев, а плавный переход от компонента *А* к компоненту *В* нивелирует распад слоев при повышенных температурах конденсации и уменьшает уровень напряжений, обусловленных различными КТЛР меди и молибдена.

По результатам рентгенофазового анализа структура конденсата представлена двумя основными фазами: ГЦК на основе меди и ОЦК на основе молибдена кристаллическими решетками. При этом наблюдается сильное размывание линий молибдена и менее выраженное линий меди и их смещение в сторону больших углов. Обычно это

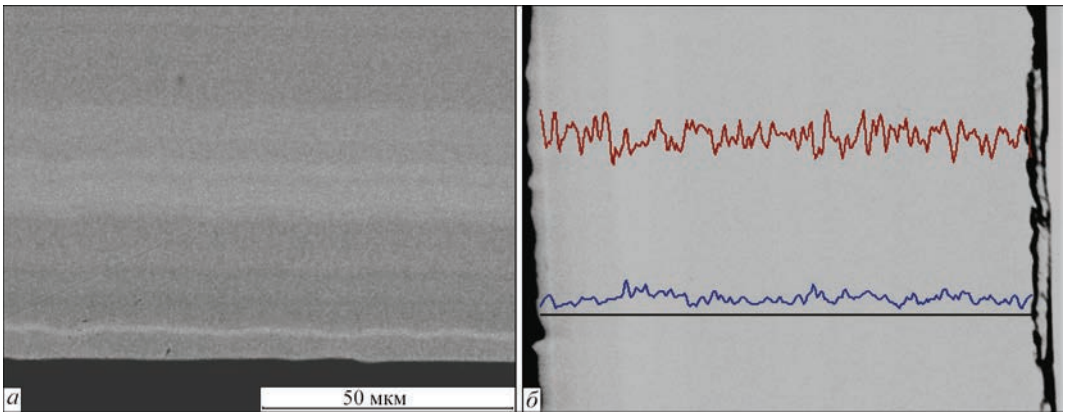


Рис. 13. Слоистая структура КМ (Cu–0,1 % Zr, Y)–8–12 мас. % Mo (*а*) и распределение молибдена в КМ (*б*)

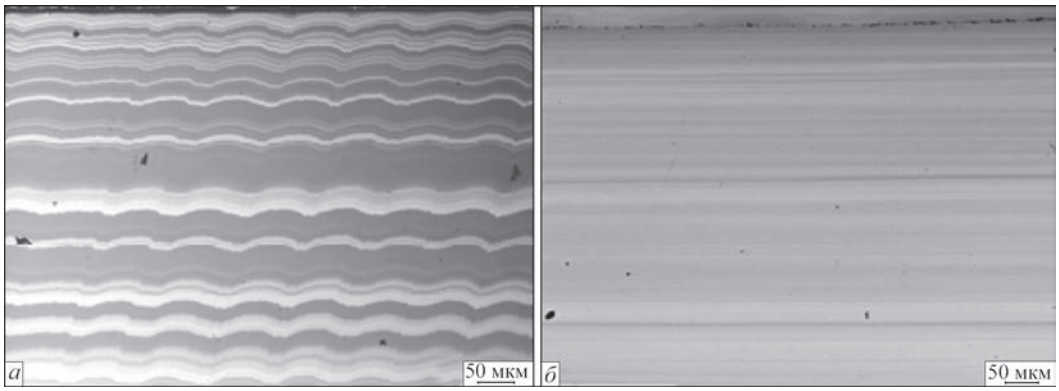


Рис. 14. Иерархия слоистой структуры конденсатов на микро- (*а*); и субмикронном (*б*) уровнях

характеризует материалы с наноразмерными частицами и зернами.

Вращение подложки способствует существенному уменьшению слоистости и разброса распределения компонентов по толщине КМ, характерное для градиентных композитов. На рис. 13 приведено типичное распределение меди и молибдена в КМ Cu–(8 12 мас. %) Mo.

Для конденсированных композиционных материалов с содержанием Mo более 5 мас. % характерна иерархия слоистой структуры на микро- (рис. 14, *а*) и субмикронном уровнях (рис. 14, *б*). Образование слоистой структуры на микроуровне обусловлено особенностями испарения технически чистых компонентов исследуемых КМ, в которых присутствуют примеси. В жидкой (испаряемой) ванне происходит накопление примесей. Поэтому на различных этапах технологического процесса наблюдается испарение малолегированных сплавов на основе меди и молибдена с различной концентрацией примесей.

На процесс образования слоистости также существенным образом влияют колебания скорости испарения исходных компонентов, связанные с изменениями температуры на поверхности жидких ванн, и наличием оксидных пленок и др. При травлении шлифов проявляется характерное декорирование структуры композитов, связанное с влиянием вышеперечисленных факторов.

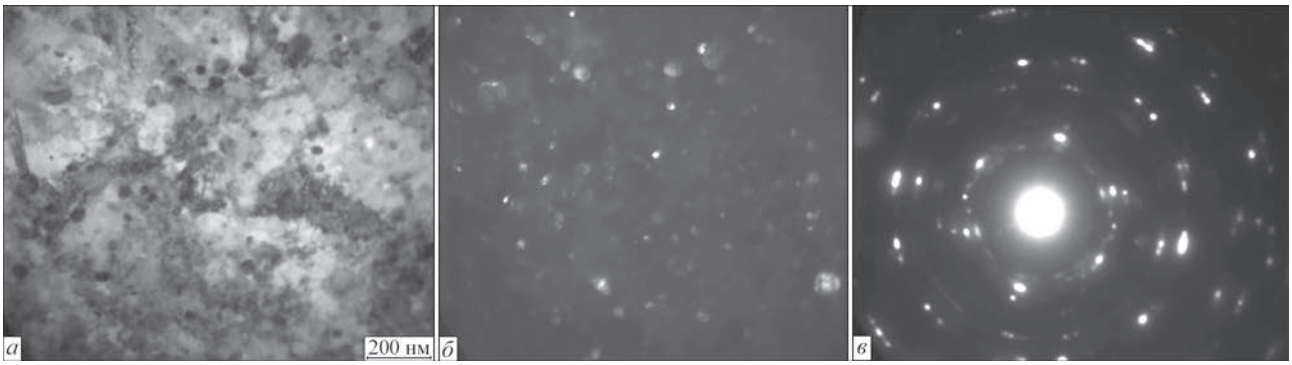


Рис. 15. Электронно-микроскопическое изображение структуры в светлом (*а*) и темном (*б*) поле и микроэлектронограмма (*в*) КМ (Cu–0,1 % Zr, Y)–8–12 % Mo

Формирование структуры на субмикронном уровне (рис. 14, *б*) осуществляется комплексным влиянием вращения подложки, обеспечивающие образование слоев толщиной меньше 0,5 мкм и распадом пересыщенных твердых растворов на основе меди и молибдена. Электронно-микроскопические исследования на просвет слоистых КМ Cu–(8–12) масс. %. Mo показали, что средний размер зерна меди колеблется от 58 до 96 нм, молибдена от 46 до 62 нм. В объеме зерен равномерно распределены дисперсные частицы упрочняющих фаз. Их размер колеблется от 10 до 18 нм и зависит от природы упрочняющих фаз (оксиды, металлы). Типичное электронно-микроскопическое изображение структуры приведено на рис. 15, *а*, *б*. Микро-электронограмма композита (рис. 15, *в*) имеет характерную кольцеобразную форму, присущую нанокристаллическим структурам.

Выводы

Структура ККМ на основе меди и молибдена сложным образом зависит от технологических условий их получения (химического состава испаряемых слитков, скорости их осаждения, условий осаждения (стационарная или вращающаяся подложка), температуры подложки, глубины вакуума, геометрического расположения тиглей с испаряемыми материалами относительно подложки и других параметров).

Типичные ДУ на основе Cu и Mo, конденсированные из паровой фазы при температурах подложки 700÷900 °С можно получить в относительно узком концентрационном диапазоне упрочняющей фазы (Mo) 0,1÷3 мас. %.

При содержании молибдена 3–5 мас. % происходит изменение формы упрочняющей фазы с округлой в игольчатую с ориентированным ее расположением в материале в виде прерывистых цепочек, перпендикулярных падению парового потока.

В области концентрации второй фазы более 5 мас. % для ККМ характерна слоистая структура из сплошных слоев меди и молибдена. Стабильность сплошности слоев зависит от условий осаждения КМ. Слоистая структура может быть получена и в других типах ККМ (Cu–W, Cu–Cr, NiCrAlTi–Al_2O_3) при определенном химическом составе композитов и технологических условиях их осаждения.

Экспериментально подтверждено, что слоистые ККМ на основе малолегированных сплавов на основе меди и молибдена толщиной до 6 мм, полученные на вращающейся подложке, нагретой до температуры 700±30 °С, относятся к объемным нанокристаллическим материалам, в которых размер зерна не превышает 96 нм, а размер дисперсных включений упрочняющей фазы 18 нм.

1. Bunshah R.F. (1984) Vacuum evaporation — histore Recent development and application. *Zeitschrijtjur Metallunde*. 75, **11**, 840–846.
2. Ройх И.Л., Колтунова Л.Н., Федосов С.Н. (1976) *Нанесение защитных покрытий в вакууме*. Москва, Машиностроение.
3. Мовчан Б.А., Малашенко И.С. (1983) *Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме*. Киев, Наукова думка.
4. (1984) *Повышение качества поверхности и плакирование металлов*: Справочник. Москва, Металлургия.
5. Косторжицкий А.И., Лебединский О.В. (1987) *Многокомпонентные вакуумные покрытия.* Москва, Машиностроение.
6. Мовчан Б.А., Яковчук К.Ю. (2004) Электронно-лучевые установки для испарения и осаждения неорганических материалов и покрытий. *Специальная электрометаллургия*, **2**, 9–14.
7. Гречанюк Н.И., Кучеренко П.П., Гречанюк И.Н. (2007) Новое электронно-лучевое оборудование и технологии получения современных материалов и покрытий. *Автоматическая сварка*, **5**, 36–41.
8. Гречанюк Н.И., Кучеренко П.П., Мельник А.Г. и др. (2016) Новое электронно-лучевое оборудование и технологии получения современных материалов методами плавки и испарения в вакууме, разработанные в НПП «Элтехмаш». *Там же*, **5–6**, 53–60.
9. Гречанюк Н.И. (2010) Возможности электронно-лучевой технологии получения композиционных материалов. *Сборник трудов ИПМ им. И.Н. Францевича НАНУ. Электрические контакты и электроды. Серия «Композиционные, слоистые и градиентные материалы и покрытия»*. Киев, 44–53.
10. Гречанюк М.І. (2010) Конденсовані з парової фази композиційні матеріали з металевою матрицею. Повідомлення 1. Дисперсно-зміцнені матеріали. *Сборник трудов ИПМ им. И.Н. Францевича НАНУ. Современные проблемы физического материаловедения. Серия: «Физико-химические основы технологии порошковых материалов*. Киев, Вып. 19, 3–9.
11. Гречанюк М.І. Конденсовані з парової фази композиційні матеріали з металевою матрицею. Повідомлення 2. Мікрошаруваті матеріали. *Там же*, 10–16.
12. Гречанюк М.І. (2012) Конденсовані з парової фази композиційні матеріали з металевою матрицею. Повідомлення 3. Мікропористі матеріали. *Сборник трудов ИПМ им. И.Н. Францевича НАНУ «Электронная микроскопия и прочность материалов. Серия «Физическое материаловедение, структура и свойства материалов»*, Киев, Вып. 18, 162–169.
13. Gleiter H. (2000) Nanostructured Materials: Basic Concepts and Microstructure. *Acta Metallurgica,* **48**, 1–29.
14. Скороход В.В., Уварова І.В., Рагуля А.В. (2001) *Фізико-хімічна кінетика в наноструктурних системах*. Київ, Академперіодика.
15. Сидоренко С.И. (2008) *Предельные состояния в тонких металлических пленках. Неорганическое материаловедение. Основы науки в материалах*. Киев, Наукова думка, том 1, 459–481.
16. Zhov Ling-ping, Wang-Ming-pu, Peng Kun et al. (2012) Structure characteristic and avolution of Cu–W films prepared by dual-target magnetron sputtering deposition. *Transaction of Nonferrous Metals Society* of *China*, 2700–2706.

17. Мовчан Б.А., Демчишин А.В. (1969) Исследование структуры и свойств толстых вакуумных конденсатов никеля, титана, вольфрама, окиси алюминия. *Физика металлов и металловедение*, **4**(28), 653–660.
18. (1985) *Композиционные материалы*: Справочник. Киев, Наукова думка.
19. Найдич Ю.В. (1972) *Контактные явления в металлических расплавах*. Киев, Наукова думка.
20. (1977) *Технология тонких пленок*: Справочник. Москва, Советское Радио.
21. (1981) *Спеченные материалы для электротехники и электроники*: Справочник. Москва, Металлургия.
22. Демчишин А.В. (1981) *Структура и свойства толстых вакуумных конденсатов металлических и неметаллических материалов и научные основы их получения*: Автореферат дисеертации доктора техн. наук. Киев.
23. Гречанюк В.Г. (2013) *Фізико-хімічні основи формування конденсованих з парової фази композиційних матеріалів на основі міді*: Афтореферат дисертації на здобуття ступеня доктора хім. наук. Київ.
24. Щербицкий В.В., Гречанюк Н.И., Кучеренко П.П. (1982) Электронно-лучевая установка для получения многослойных материалов. *Проблемы специальной электрометаллургии*, Вып. 16, 51–53.
25. Гречанюк Н.И., Осокин В.А., Гречанюк И.Н. и др. (2006) Композиционные материалы на основе меди и молибдена для электрических контактов, конденсированных из паровой фазы. Структура, свойства, технология. Часть 2. Основы электронно-лучевой технологии получения материалов для электрических контактов. *Современная электрометаллургия*, **2**(83), 9–19.
26. Рабинович В.А., Хавин З.Я. (1978) *Краткий химический справочник*. Издательство Химия, Ленинградское отделение.
27. Мовчан Б.А., Осокин В.А., Пушечникова Л.В., Гречанюк Н.И. (1991) Электронно-лучевое испарение меди через ванну-посредник. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **3**, 58–61.
28. Zinsmeister G. (1964) The direct evaporation of olloys. *Vakuum – Technik*, **8**, 233–240.
29. Гречанюк Н.И., Оноприенко Е.В., Гречанюк В.Г. (2012) К вопросу о структурных зонах в вакуумных конденсатах. *Сборник трудов ИПМ НАНУ «Электрические контакты и электроды». Серия «Композиционные слоистые и градиентные материалы и покрытия»*. Киев, 179–183.
30. (1997) *Диаграммы состояния двойных металлических систем*: Справочник в трех томах. Москва, Машиностроение, 275–276.
31. Белоус М.В., Уимен К.М. (1970) Тепловые эффекты при конденсации тонких пленок из паров. *Труды I конференции «Нитевидные кристаллы и неферромагниевые пленки»*. Часть II Воронеж, 101–107.
32. Гречанюк Н.И., Топал В.И., Мовчан Б.А., Молодкина Т.А. (1986) Структура и свойства толстых конденсатов Cu–Mo. *Специальная электрометаллургия*, Вып. 60, 38–43.
33. Гречанюк Н.И., Топал В.И., Мовчан Б.А. и др. (1990) Структура и свойства конденсатов Cu–Mo с ориентированным распределением частиц второй фазы. *Там же*, Вып. 68, 53–57.
34. Мовчан Б.А., Гречанюк Н.И., Осокин В.А., Молодкин Т.А. (1991) Структура, механические свойства и термическая стабильность конденсированных дисперсно-упрочненных материалов Cu–Y–Mo (Сообщение 1). *Проблемы специальной электрометаллургии*, **4**, 27–32.
35. Мовчан Б.А., Молодкина Т.А., Луговской Ю.Ф. и др. (1992) Сопротивление усталости и дислокационая структура конденсированных материалов Cu–Mo. *Физика и химия обработки материалов*, **1**, 139–142.
36. Мовчан Б.А., Гречанюк Н.И., Осокин В.А. и др. (1992) Электрическая проводимость, жаропрочность и температурный коэффициент линейного расширения конденсированных дисперсноупрочненных материалов Cu–Y–Mo (Сообщение 2). *Проблемы специальной электрометаллургии*, **1**, 57–60.
37. Мовчан Б.А., Фабрициев С.А., Гречанюк Н.И. и др. Радиационная стойкость конденсированных дисперсно-упрочненных материалов Cu–Y–Mo (Сообщение 3). *Там же*, 61–64.
38. Мовчан Б.А., Гречанюк Н.И., Осокин В.А. и др. (1993) Влияние холодной деформации на структуру и механические свойства конденсированных материалов Cu–Y–Mo (Сообщение 4). *Там же*, **1**, 42–50.
39. Мовчан Б.А., Нероденко Л.М., Молодкина Т.А. и др. (1993) Субструктура и механические свойства дисперсно-упрочненных конденсатов Cu–Y–Mo, деформированных в различных температурно-скоростных условиях. *Там же*, **4**, 29–34.
40. Осокин В.А. (1990) *Структура, свойства иэлектронно-лучевая технология получения композиционных материалов на основе меди*: Диссертация к.т.н. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.
41. Мовчан Б.А., Гречанюк Н.И. (1984) Структура и некоторые свойства микрослойных конденсированных материалов. *Проблемы специальной электрометаллургии*, Вып. 20, 68–73.
42. Гречанюк Н.И., Дидикин Г.Г., Мовчан Б.А. (1983) Исследование твердости, прочности и пластичности микрослойных материалов хром/медь. *Там же*, Вып. 18, 57–59.
43. Бухановский В.В., Гречанюк Н.И., Рудницкий Н.П. и др. (2009) Влияние состава и технологических факторов на структуру, механические свойства и характер разрушения композиционного материала системы медь–хром. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **8**, 26–31.
44. Гречанюк М.І. Патент України № 74155. *Спосіб отримання мікрошаруватих термостабільних матеріалів*. Опубл. 15.11.2005 р.
45. Гречанюк Н.И. Патент РФ № 2271404. *Способ получения микрослойных термостабильных материалов*. Опубл. 03.10.2006 г.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНА, ЛЕГИРОВАННОГО БОРОМ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКОЙ

С. Г. ГРИГОРЕНКО, В. Ю. БЕЛОУС
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Представлены результаты исследований структуры технического титана, легированного бором. Изучено влияние легирования диборидом титана, а также термодеформации на структурообразование и механические свойства модельных сплавов. Введение в технически чистый титан химического соединения TiB_2 приводит к измельчению зерна и выделению в мягкой матрице упрочняющей фазы TiB в виде стержневидных кристаллов, раздробленных в процессе термодеформационной обработки. Рассмотрены особенности формирования неразъемного соединения титанового сплава (Ti–TiB) при электронно-лучевой сварке в вакууме. Изучено влияния последующей термической обработки на структурно-фазовые превращения в металле шва и зоне термического влияния сварных соединений. Термическая обработка сварных соединений приводит к распаду метастабильной фазы, распределению боридных частиц по структуре и повышает структурную однородность, что способствует улучшению показателей механических характеристик.

В промышленности Украины титановые сплавы занимают важное место среди современных конструкционных материалов. Низкая плотность, высокая коррозионная стойкость и удельная прочность делают эти сплавы незаменимыми не только для авиационной и космической промышленности, но и для других отраслей, включая медицину. Титановые сплавы успешно используют и как броневой материал.

Наиболее современным, перспективным и уже достаточно опробованным способом повышения механических и высокотемпературных свойств титановых сплавов является их дисперсное упрочнение интерметаллидами. Кроме известных алюминидов титана Ti_3Al и TiAl начали широко опробировать тугоплавкие и термодинамически стабильные силициды титана Ti_5Si_3($T_{пл}$ = 2120 °C; ΔF = –147 ккал/моль) и бориды титанаTiBи TiB_2 ($T_{пл}$ = 2060 °C; ΔF = –35 ккал/моль) [1].

Известно, что бор давно уже используют в качестве модификаторов для измельчения литой структуры [2]. Кроме того бор малорастворимый в титане и образует высокопрочные тугоплавкие выделения совместимые с титановой матрицей и обеспечивающие значительное упрочнение зерна [3], что представляет определенный интерес использовать его в качестве легирующего элемента в таких сплавах.

Целью работы было изучить влияние легирования бором на структуру и свойства технического титана, а также исследовать структуру и свойства сварных соединений, полученных электронно-лучевой сваркой экспериментального сплава.

Слитки для исследований были получены методом электронно-лучевого переплава (ЭЛП) с применением промежуточной емкости. Такой способ плавки является весьма перспективным, позволяющим обеспечивать высокую степень удаления вредных примесей, а применение промежуточной емкости способствует рафинированию, усреднению химического состава и удалению включений высокой и низкой плотности [4, 5]. При ЭЛП трудность представляет ввод бора в выплавляемый слиток, так как под воздействием электронно-лучевого нагрева в вакууме, при расплавлении бора, имеющего очень высокую упругость пара, происходит его испарение, а также распыление и унос частиц при введении его в шихту в виде порошка. Учитывая, что технический титан содержит только определенное количество примесей, чтобы не нарушить систему легирования, для введения бора в сплав, использовали дисперсный порошок химического соединения TiB_2. В качестве шихты использовали прессованные брикеты титановой губки ТГ-130 с добавлением TiB_2 в количестве 5,2 %. Из прессованных брикетов было сформировано расходную шихтовую заготовку. Технологические параметры плавки приведены ниже.

Параметры плавки слитков Ø	110 мм
Общая мощность ЭЛ нагрева, кВт	60
Мощность в кристаллизаторе, кВт	16
Скорость плавки, кг/ч	30

После плавки слиток находился в камере в условиях вакуума до полного его охлаждения. В результате был получен слиток диаметром 110 мм, длиною 300 мм и массой 15 кг. После выплавки слиток был механически обработан. Затем слиток подвергался термодеформационной обработке, которую проводили на лабораторном реверсивном стане 500/350 фирмы Skoda. Конечная толщина заготовки составила 8 мм, а степень обжатия более 90 %. После окончания термодеформационной

© С. Г. ГРИГОРЕНКО, В. Ю. БЕЛОУС, 2017

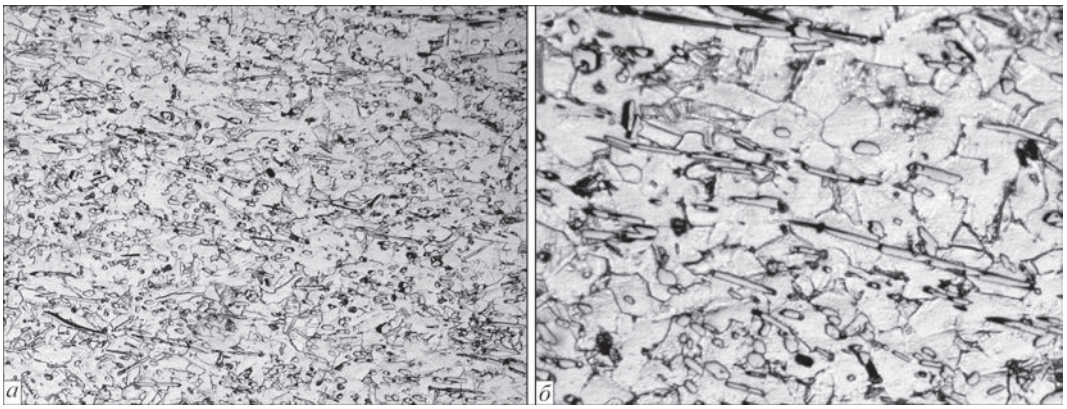


Рис. 1. Микроструктура экспериментального образца: *а* — ×200, *б* — ×500

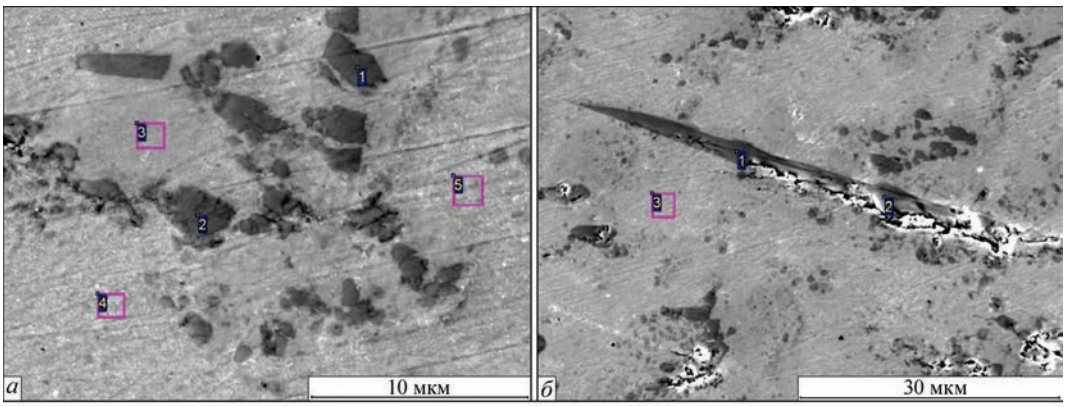
обработки полученный полуфабрикат повторно поместили в печь и при температуре 900 °С выдержали 30 мин., а затем произвели его рихтовку на гидравлическом прессе П-457 для устранения неровностей поверхности полученной при прокатке [6].

Подготовленные для исследований образцы имели следующий состав, % мас.: (основа) Ti–0,112Al–1,11B–0,06Cr–0,20Fe–0,004Nb–0,003Zr–0,048Ni–0,004V–0,006Sn. Химический состав определяли методом спектрального анализа на оптическом эмиссионном спектрометре с индуктивно связанной плазмой «iCAP 6500 DUO» (США). Исследование микроструктуры образцов проводили с помощью светового микроскопа NEOPHOT-32 (ГДР) и многофункционального современного прибора JAMP 9500F (JEOL Ltd, Япония) укомплектованного энергодисперсионным спектрометром (ЭДС) OXFORD EDS INCA Energy 350.

Металлографические исследования показали, что в процессе термодеформационной обработки в сплаве формируется полигональная структура матрицы, в которой наблюдаются выделения, как в виде отдельных небольших частиц разной формы, так и крупных стержневидных кристаллов (рис. 1). Стержневидные выделения в большей степени раздробленные. Такое дробление является результатом высокотемпературной термодеформационной обработки [6–8].

Методом энергодисперсионной спектрометрии установлено, что матрица состоит из зерен α – фазы, а все выделения внутри нее обогащены бором, и их можно идентифицировать как бориды титана (TiB). Результаты анализа ЭДС приведены на рис. 2.

Результаты рентгенофазового анализа показали наличие в сплаве двух основных фаз: (α-Ti) в количестве 89,15 % мас. и TiB в количестве 10,85 % мас. Диборид титана TiB_2 — неустойчи-



Спектр	B	Ti	Fe	V
1	17,05	82,17	0,45	0,27
2	17,62	81,03	0	0,22
3	0,91	88,60	2,65	0
4	0,1	98,97	0,25	0
5	0,32	99,03	0	0

Спектр	B	Ti	Fe	V
1	16,87	81,70	1,02	0,04
2	17,52	81,94	0	0,05
3	0	98,97	0,32	0

Рис. 2. Результаты ЭДС — анализа экспериментального образца (% мас.): *а* — ×5000, *б* — ×2000

вая фаза и при остывании слитка обязательно переходит в моноборид TiB. Поэтому литые сплавы Ti–B всегда являются эвтектическими и упрочнены боридом TiB. TiB_2 может быть использован в качестве упрочняющей фазы лишь в порошковых композициях [1].

Результаты механических испытаний приведены в табл. 1.

Технический титан характеризуется высокой пластичностью и низкой прочностью. Анализ результатов механических испытаний показал, что легирование сплава бором снижает показатели пластичности и значительно повышает прочностные характеристики.

Следующей задачей работы было исследовать структуру и свойства сварных соединений экспериментального сплава.

Широкое применение при получении неразъемных соединений из титана и его сплавов получила электронно-лучевая сварка. Локальность и интенсивность процесса ЭЛС обеспечивают получение глубокого узкого шва и малой зоны термического влияния (ЗТВ).

Исследования сварного соединения на световом и электронном микроскопах показали, что в шве (рис. 3) сформировалась первичная структура. Дендриты не имеют определенной ориентации по отношению к центру шва. На фоне дендритной структуры наблюдаются мелкие включения округлой формы, иглы α′-фазы и «осколки» боридов. По мере приближения к ЗТВ дендритная структура становится менее выраженной. В структуре ЗТВ (рис. 4, *а*) наблюдаются зерна α-фазы, игольчатая α′-фаза и мелкие включения округлой и осколочной формы, ближе к основному металлу увеличивается количество α-фазы и просматриваются стержневидные кристаллы TiB (рис. 4, *б*). В структуре ОМ выявляются матричные зерна α-фазы, на фоне которых можно наблюдать большое количество боридов TiB как в виде больших и мелких (чаще раздробленных) стержнеподобных кристаллов, так и в виде отдельных частиц различной формы и размеров (рис. 4, *в*). Следует отметить, что в ОМ, вблизи ЗТВ, где боридов меньше, в объеме отдельных α-зерен наблюдаются остатки игольчатой α′-фазы с разной степенью травимости, а форма боридов в ОМ и вблизи ЗТВ носит «осколочный» характер (рис. 4, *г*).

Таблица 1. Механические свойства титановых сплавов

Свойства	Технический титан [9]	Опытный образец
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	500	631
Предел прочности $\sigma_в$, МПа	560	812
Относительное удлинение δ, %	25	11,8
Относительное сужение ψ, %	55	15,2
Твердость, МПа	2000	3500

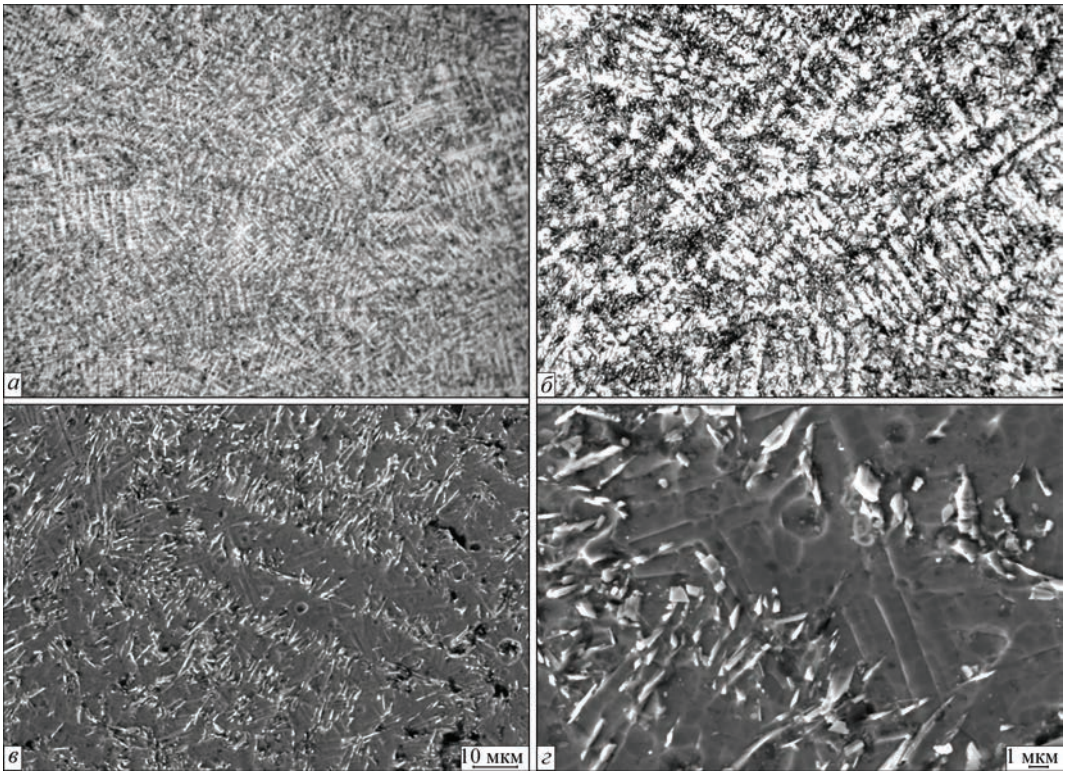


Рис. 3. Микроструктура шва сварного соединения, полученного ЭЛС экспериментального сплава Ti–TiB: *а*, *б* — световая микроскопия (×200 и ×500 соответственно); *в*, *г* — электронная микроскопия (×1000 и ×4000 соответственно)

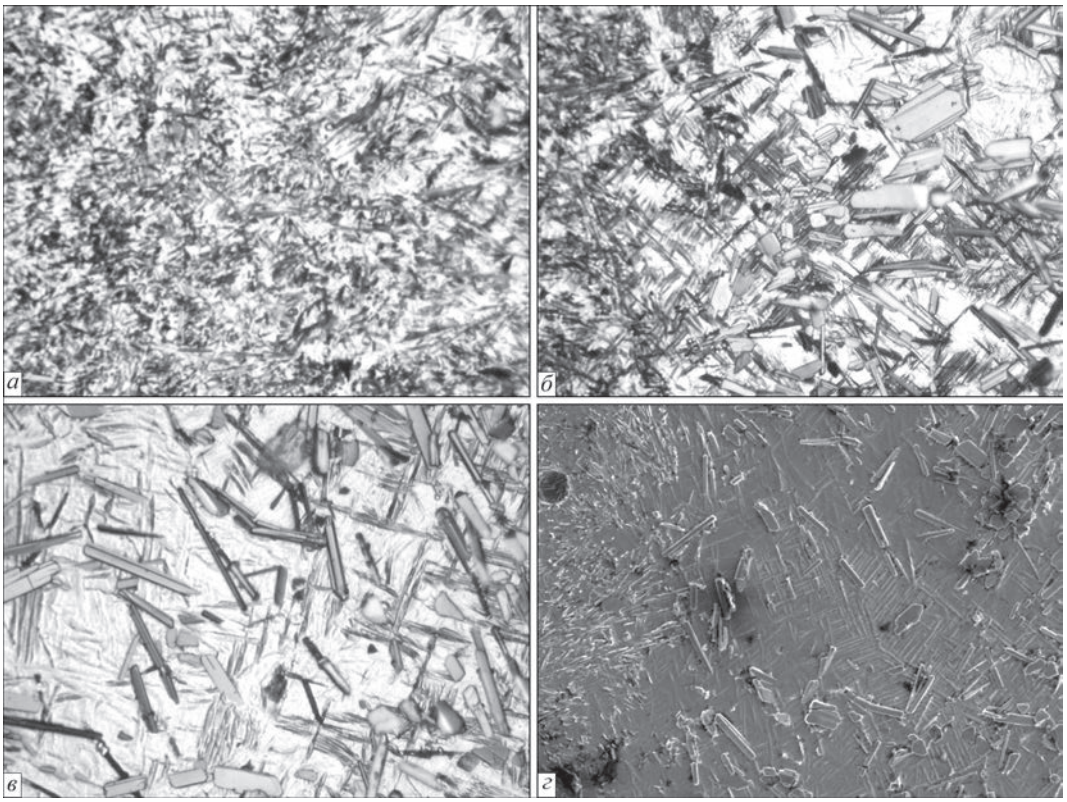
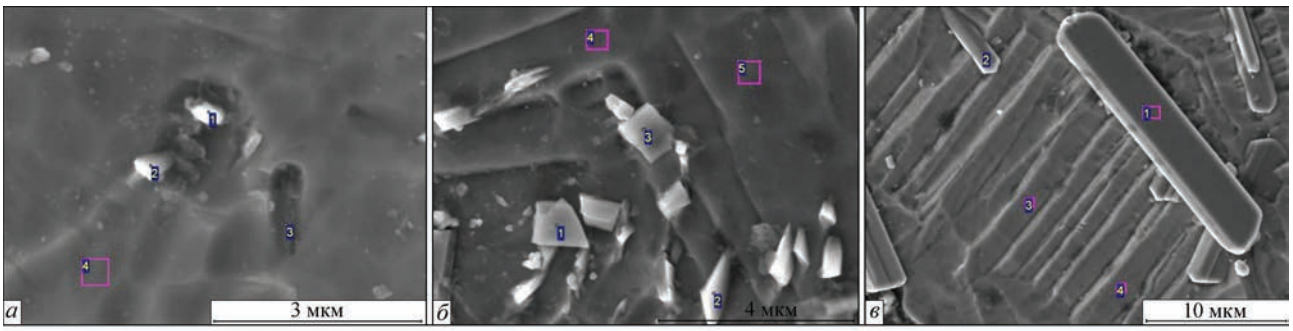


Рис. 4. Микроструктура зоны термического влияния (ЗТО) и основного металла (ОМ): *а* — ЗТВ; *б* — переходная зона ЗТВ–ОМ; *в* — ОМ; *г* — электронное изображение переходной зоны ЗТВ–ОМ; (*а–в* — ×500, *г* — ×400)

Результаты анализа методом ЭДС (рис. 5) показали, что мелкие округлые и осколочные включения в сварном шве и ЗТВ анализируются как TiB. Такое их расположение объясняется тем, что раздробленные в результате высокотемпературной деформации бориды в процессе сварки распределяются по структуре в области, которая нагревалась до определенных температур. Игольчатую фазу в шве, ЗТВ и зоне ОМ прилегающей к ЗТВ, учитывая форму и состав, можно идентифицировать как α´-фазу [9].

Анализ результатов проведенных механических испытаний показал, что снижаются показатели пластичности сварного соединения, предел прочности составляет около 90 % от показателей сплава, а предел текучести даже несколько повышается (табл. 2).

Для устранения внутренних напряжений, возникших при сварке, распада метастабильной фазы,



Спектр	B	Ti
1	13,78	79,53
2	10,09	85,59
3	2,43	96,60
4	0	99,57

Спектр	B	Ti
1	16,33	81,71
2	20,70	74,26
3	13,36	84,76
4	0,59	98,65
5	1,92	96,92

Спектр	B	Ti
1	15,99	83,99
2	14,04	81,57
3	0,69	96,97
4	0,58	96,87

Рис. 5. Результаты ЭДС — анализа сварного соединения, полученного ЭЛС экспериментального образца (% мас.): *а* — округлые включения; *б* — осколочные включения; *в* — стержневидные кристаллы)

выравнивания состава, а так же для достижения оптимальных технологических свойств сварные соединения подвергали отжигу.

Отжиг проводили в вакуумной печи при двух режимах: *1* — при температуре 800 °С в течение 1,5 ч; *2* — при температуре 950 °С в течение 2-х ч. В обоих случаях охлаждали образцы вместе с печью.

Металлографическое исследование образцов показало, что если после отжига 800 °С в структуре шва наблюдаются фрагменты литой структуры (рис. 6, *а*), то после 950 °С в шве дендритная структура практически отсутствует (рис. 6, *б*).

После первого и второго режимов ТО структура ЗТВ и ОМ идентична. В обоих случаях структура ЗТВ немного мельче, чем ОМ, границы между ними не наблюдается, она становится однородной и представляет собой пластинчатую α-фазу с включениями разной формы и размеров (рис. 7). Такое расположение включений является последствием ТО, в процессе которой раздробленные в

Таблица 2. Механические свойства технического титана и сварного соединения титанового сплава Ti–TiB

Свойства	Основной металл	Сварное соединение
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	631	686
Предел прочности $\sigma_в$, МПа	812	742
Относительное удлинение δ, %	11,8	5,4
Относительное сужение ψ, %	15,2	9,8

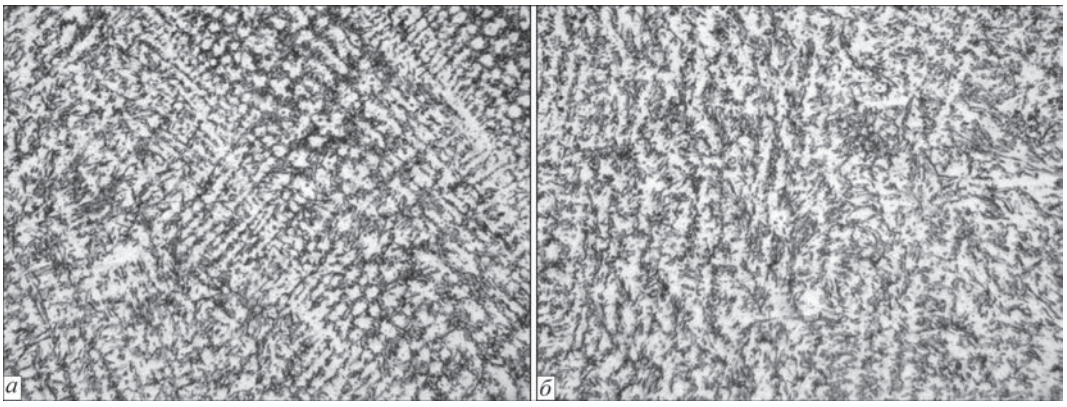


Рис. 6. Микроструктура шва сварного соединения после отжига: *а* — 800 °С, 1,5 ч; *б* — 950 °С, 2 ч, ×500

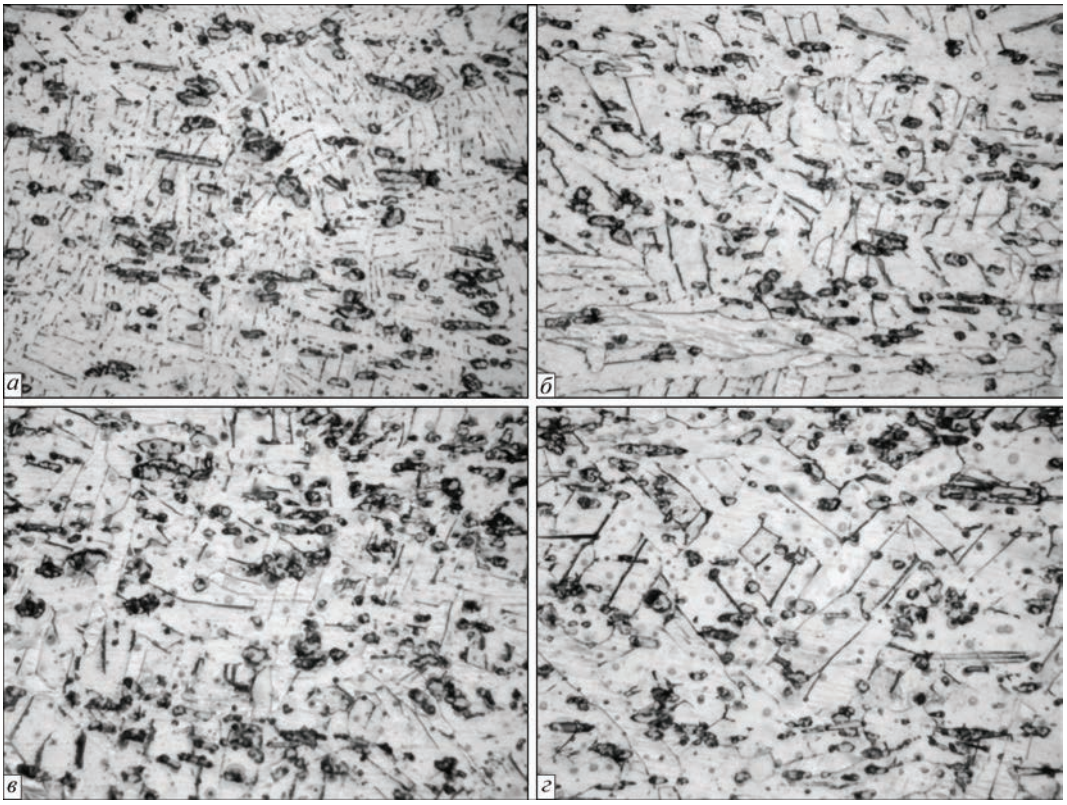


Рис. 7. Микроструктура ЗТВ (*а*, *в*) и ОМ (*б*, *г*) сварного соединения после отжига: *а*, *б* — 800 °С, 1,5 ч (×500); *в*, *г* — 950 °С, 2 ч, (×500)

Таблица 3. Механические свойства сварного соединения титанового сплава Ti–TiB до и после термообработки

Свойства	Сварное соединение	Сварное соединение + ТО	
		800 °С	950 °С
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	686	773,5	789,3
Предел прочности $\sigma_в$, МПа	742	911,0	910,0
Относительное удлинение δ, %	5,4	7,0	6,0
Относительное сужение ψ, %	9,8	12,9	12,9

результате термодеформации тугоплавкие бориды равномерно распределяются по более легкоплавкой матрице [7]. Структурное отличие между режимами ТО заключается только в толщине α-пластин (см. рис. 7).

В табл. 3 приведены результаты механических испытаний сварных образцов. Разрыв происходит не по шву или ЗТВ, а по ОМ у шейки образца. Анализ полученных данных показывает, что после ТО повышаются показатели как прочности, так и пластичности, а, также, что при обоих режимах все показатели примерно одинаковые. Следовательно, применять более длительный отжиг при более высокой температуре не целесообразно.

Выводы

1. Легирование технического титана бором, путем введения химического соединения TiB_2 приводит к измельчению зерна и выделению упрочняющей фазы TiB в виде стержневидных кристаллов.

2. Термодеформационная обработка способствует частичному дроблению боридных стержней.

3. Выделение в мягкой матрице α-титана твердой тугоплавкой фазы TiB значительно повышает его прочность и твердость.

4. Установлено, что сплав обладает удовлетворительной свариваемостью, но в металле шва и ЗТВ структура неоднородная и наблюдается метастабильная α′-фаза, что способствует снижению показателей пластичности.

5. Термическая обработка сварных соединений приводит к распаду метастабильной фазы, распределению боридных частиц по структуре и повышает структурную однородность, что способствует улучшению показателей механических характеристик.

1. (2008) *Неорганическое материаловедение:* в 2-х т. Под ред. Г.Г. Гнесина, В.В. Скорохода. Т. 2. Книга 2: Материалы и технологии (Баньковский О.И. Титан и его сплавы). Киев, Наук. думка.
2. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. (1974) *Конструкционные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
3. Еременко В. Н. (1960) *Титан и его сплавы*. Киев, Изд-во АН Укр. ССР.
4. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. (2008) *Электронолучевая плавка тугоплавких и высокореакционных металлов*. Киев, Наук. думка.
5. Григоренко Г. М., Лакомский В. В., Статкевич И. И. и др. (2010) Зонная перекристаллизация алюминида титана. *Труды конференции Титан в СНГ 2010*. Екантеренбург, 132–139.
6. Григоренко Г. М., Ахонин С. В., Лобода П. И. и др. (2016) Структура и свойства титанового сплава, легированного бором, полученного методом электронно-лучевого переплава. *Современная электрометаллургия*, **1**, 21–25.
7. Григоренко Г. М., Ахонин С. В., Северин А. Ю. и др. (2014) Влияние легирования бором и лантаном на структуру и свойства сплава на основе интерметаллидного соединения TiAl. *Там же*, **2**, 15–20.
8. Фірстов С. О., Кузьменко М. І, Кулак Л. Д. та ін. (2006) Структура та властивості високомодульних сплавів системи Ti–B. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **3**, 27–32.
9. Грабин. В. Ф. (1975) *Основы металловедения и термической обработки сварных соединений из титановых сплавов*. Киев, Наук. думка.

НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА С ТЕХНОЛОГИЕЙ xBeam 3D Metal Printing

Д. В. КОВАЛЬЧУК, В. И. МЕЛЬНИК, И. В. МЕЛЬНИК, Б. А. ТУГАЙ
ЧАО «НВО «Червона Хвиля», Киев, Украина

Аддитивное производство изделий из металлов, также называемое 3Д-печатью, демонстрировало впечатляющий рост в течение последнего десятилетия, главным образом благодаря широкому внедрению порошковых систем аддитивного производства в медицине, а также первым утвержденным к серийному применению изделиям для авиакосмической промышленности. Однако существующие технологии аддитивного производства металлов по-прежнему не достигли достаточной экономической эффективности для действительно широкого проникновения в промышленность, прежде всего из-за высокой стоимости и низкой производительности порошковых систем, и довольно грубых получаемых изделий и дорогостоящего оборудования для систем на основе проволоки. Новая технология под названием xBeam 3D Metal Printing разработана НВО «Червона Хвиля» для решения наиболее важных технических и экономических проблем существующих методов аддитивного производства. Она основана на применении профильного электронного луча в качестве источника нагрева и использовании проволоки в качестве расходуемого материала. Ключевым элементом нового технического решения является специальная низковольтная газоразрядная электронная пушка, в которую вдоль оси встроена направляющая для подачи расходуемой проволоки. Уникальный полый конический электронный луч, генерируемый такой пушкой, создает исключительные физические условия для расплавления расходуемого материала и его послойного осаждения, что обеспечивает не только возможности точно контролируемого и повторяемого производства изделий, но и открывает возможности создания новых технологий и материалов.

Аддитивное производство (Additive Manufacturing) в течение последнего десятилетия стало одним из важнейших направлений развития мировой промышленности. Технологии аддитивного производства открывают возможности быстрого и точного изготовления изделий по индивидуальным требованиям заказчика, что является давней мечтой любого производителя. Благодаря этой уникальной способности аддитивное производство, наряду с роботизацией и информационными технологиями, даже называют третьей промышленной революцией [1–3].

Аддитивное производство определяют как процесс изготовления изделия согласно трехмерной модели путем послойного соединения материалов с помощью автоматического компьютерного управления (CAD/CAM). Технологии аддитивного производства также называют промышленной 3D печатью, а оборудование для их реализации — 3D-принтерами [4–6].

Особенное значение имеет аддитивное производство изделий из металлов, так как именно металлы по-прежнему являются основным промышленным конструкционным материалом [7].

К настоящему времени разработан целый ряд различных технологий аддитивного производства металлов, различающихся по:

- расходуемому материалу — порошок, проволока или порошок в смеси со связующим веществом;
- источнику нагрева — лазер, электронный луч, плазма, электрическая дуга и т.п.;
- методу формирования слоев — выборочное расплавление (спекание) подготовленного слоя порошка («powder bed»), прямое осаждение порошка или проволоки на предыдущий слой («direct energy deposition») или инжекционное литье («binder jetting») [4, 5, 8].

Но, несмотря на постоянные исследования и многочисленные эксперименты, разработанные к настоящему времени технологии аддитивного производства по прежнему имеют ряд недостатков, сдерживающих их широкое внедрение в промышленность. Среди основных недостатков разработанных к настоящему времени аддитивных технологий можно выделить следующие [9–10]:

- сложное и дорогое оборудование;
- дорогие исходные материалы;
- ограниченные размеры изготавливаемых трехмерных изделий и низкая производительность (для технологий с использованием порошка в качестве исходного материала);
- толстые стенки изделий и грубая поверхность изготавливаемых трехмерных изделий (для технологий с использованием проволоки в качестве исходного материала);
- остаточная пористость, неравномерная структура, остаточные напряжения и деформации;
- необходимость в дополнительных операциях;
- сложное управление, требующее высококвалифицированных кадров.

Все это в итоге приводит к высокой себестоимости изделий, что резко ограничивает действительно широкое и глубокое проникновение ад-

© Д. В. КОВАЛЬЧУК, В. И. МЕЛЬНИК, И. В. МЕЛЬНИК, Б. А. ТУГАЙ, 2017

дитивных технологий в мировое промышленное производство [11].

Специалистами ЧАО «НВО «Червона Хвиля» разработан новый способ изготовления трехмерных объектов и устройство для ее реализации [12], в котором изделие формируется путем послойного осаждения на основу расходуемого материала, подаваемого в зону осаждения, которая перемещается по заданной траектории, там расплавляется с помощью электронного луча, и потом затвердевает по мере выхода из зоны нагрева, образуя наплавленный слой материала. Источником нагрева в указанном способе и устройстве является газоразрядная электронно-лучевая пушка с кольцевым катодом, непосредственно генерирующая электронный луч в форме полого перевернутого конуса.

Новая технология, получившая название xBeam 3D Metal Printing, согласно общепринятой классификации различных типов аддитивных технологий относится к процессам прямого осаждения «direct energy deposition», которые определяются как процессы аддитивного производства, в которых сфокусированная тепловая энергия используется для расплавления материалов при их осаждении [4, 5].

Технология xBeam 3D Metal Printing по мнению как разработчиков, так и ряда экспертов в области аддитивного производства, способна решить многие технические и технологические проблемы существующих аддитивных технологий, прежде всего устранить противоречие между точностью изготовления и высокой производительностью, и обеспечить за счет этого кардинальное снижение себестоимости производства трехмерных металлических изделий.

В основе разработки нового способа лежит уникальная способность газоразрядных электронно-лучевых пушек генерировать профильные электронные пучки путем прямой эмиссии из катода без применения дополнительных отклоняющих и фокусирующих средств [13]. Также для реализации указанной технологии и достижения положительных технологических и экономических эффектов важны другие характерные возможности газоразрядных электронно-лучевых пушек, такие как способность стабильно работать в широком диапазоне остаточных давлений в рабочей камере, в том числе в парциальном давлении различных газов, способность генерировать и формировать электронный луч при относительно невысоком ускоряющем напряжении, простая и компактная конструкция, удобное обслуживание, долгий срок службы катода, простое и гибкое управление технологическими параметрами.

Основными отличительными признаками способа и устройства, лежащими в основе технологии xBeam 3D Metal Printing являются следующие:

- для создания ванны расплава на подложке и расплавления расходуемого материала используется электронный луч в форме полого перевернутого конуса, генерируемый специальной газоразрядной электронно-лучевой пушкой;
- расходуемый материал в виде проволоки подается через направляющее устройство точно в центр ванны расплава на подложке соосно с указанным полым коническим электронным лучом;

Указанные специальная газоразрядная электронная пушка и направляющее устройство для подачи расходуемого материала объединены в один общий технологический модуль (см. рис. 1).

Указанная конфигурация электронного луча и взаимное расположение этого луча и подаваемого расходуемого материала по отношению к подложке обеспечивают ряд критически важных физических и металлургических условий осаждения расплавленного материала и образования наплавленного валика, которые в результате должны обеспечить контролируемое формирование очередного слоя с определенными геометрическими параметрами и требуемой структурой осажденного материала. В первую очередь необходимо отметить следующие технологические особенности xBeam 3D Metal Printing:

Круглая форма ванны расплава и вертикальная подача расходуемого материала точно в центр ванны расплава (см. рис. 2) обеспечивают отсутствие затененных зон на подложке (что предотвращает возникновение пористости и несплавлений в осажденных слоях), возможность формирования валика шириной лишь слегка превышающей диаметр расходуемой проволоки (что позволяет изготавливать изделия с тонкими и точными стенками), общее высокое КПД процесса за счет эффективного использования всей мощности, подаваемой в зону осаждения.

Такая осесимметричная конфигурация тепловых потоков и массопереноса значительно упрощает математическое моделирование процесса, что очень важно для улучшения управлением технологическим процессом с целью получения заданных свойств материала [14].

Расходуемый материал полностью охватывается точно и гибко регулируемым потоком энергии (см. рис. 3), что обеспечивает абсолютно осесимметричный и равномерный предварительный подогрев, и контролируемое расплавление расходуемого материала. Важно подчеркнуть, что полая конфигурация луча, получаемая без применения

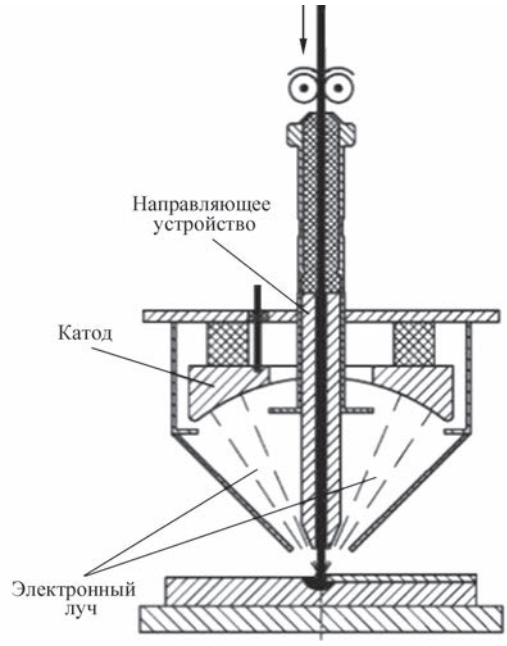


Рис. 1. Схема устройства для реализации технологии xBeam 3D Metal Printing

сканирования, обеспечивает действительно постоянно равномерный нагрев как проволоки, так и подложки. Это свойство, кроме всего, открывает также интересные технологические возможности, например использование сложных вариантов расходуемого материала, таких как порошковая проволока или связка из нескольких проволок различных материалов.

Неразрывный стационарный массоперенос жидкого металла с конца оплавляемой расходуемой проволоки на подложку, надежно удерживаемый силами поверхностного натяжения (рис. 4). Как только жидкий металл, образующийся на конце подаваемой проволоки касается жидкого металла в ванне на подложке, происходит немедленное образование перешейка между концом проволоки и подложкой, образуемого и удерживаемого силами поверхностного натяжения, по которому происходит плавное и равномерное перетекание жидкого металла на подложку, на скорость которого также влияет сила всемирного тяготения. Жидкий

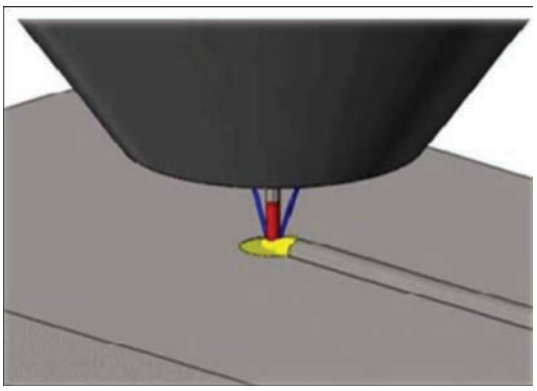


Рис. 2. Схематическое изображение процесса осаждения

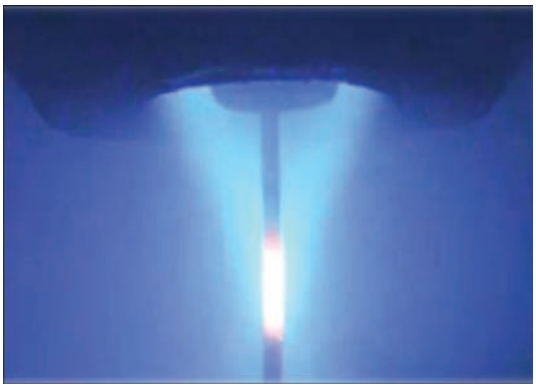


Рис. 3. Фото воздействия полого конического электронного луча на расходуемую проволоку

металл, достигший подложки, немедленно растекается в пределах границ существующей в данный момент времени ванны расплава, которая определяется границами зоны воздействия электронного луча на подложку, за счет полной адгезии между однородными жидкостями. Как только жидкий металл достигает твердого металла на подложке, он немедленно затвердевает. Таким образом реализуется надежный и в то же время гибкий механизм формирования наплавленного валика заданной ширины, и, соответственно, толщины стенки изготавливаемого трехмерного изделия.

Отдельно стоит отметить, что указанное свойство неразрывного массопереноса жидкого металла с конца проволоки на подложку обеспечивает реализуемость технологии xBeam 3D Metal Printing в условиях невесомости, так как силы поверхностного натяжения там действуют так же, как и на Земле. Потребность в аддитивном производстве металлических деталей в условиях невесомости на борту космических аппаратов, а также

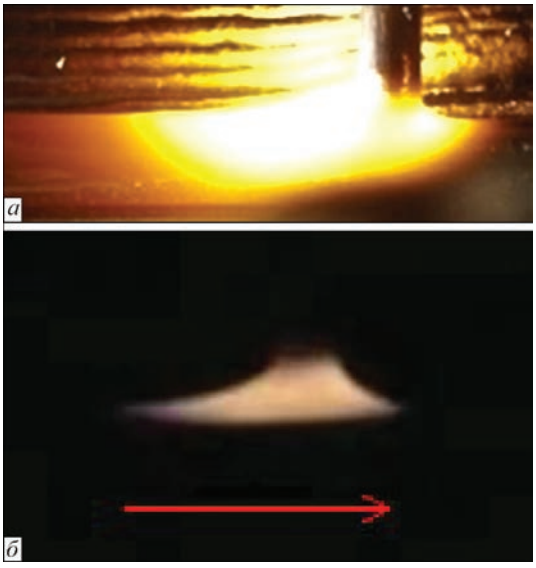


Рис. 4. Фото растекания жидкого металла с конца проволоки по подложке: *а* — прямая фотосъемка; *б* — фотосъемка через темное стекло

в миссиях по освоению Луны и Марса, постоянно подчеркивается в планах соответствующих организаций и компаний, таких как NASA, ESA, SpaceX и других [15, 16].

Чрезвычайно важным свойством технологии xBeam 3D Metal Printing является существенно меньшая концентрация мощности источника нагрева — электронного луча, генерируемого низковольтной газоразрядной электронно-лучевой пушкой — по сравнению с источниками нагрева всех других известных в настоящее время процессов аддитивного производства металлов. Как правило, разработчики 3D принтеров по металлу в качестве источников нагрева применяют устройства (электронно-лучевые пушки термоионного типа, лазеры, плазмотроны), разработанные для реализации процессов сварки, где минимально возможный фокус (как правило от десятков до сотен микрон) и высокая концентрация мощности являлись важными технологическими параметрами. В аддитивном производстве чрезмерная концентрация мощности может привести к слишком глубокому проплавлению предыдущих слоев вплоть до образования дефектов в изделии. Поэтому мощность высокой концентрации приходится распределять по поверхности за счет сканирования с высокой частотой, что во-первых является сложной технической задачей, а во-вторых нарушает непрерывность процесса формирования осажденного слоя.

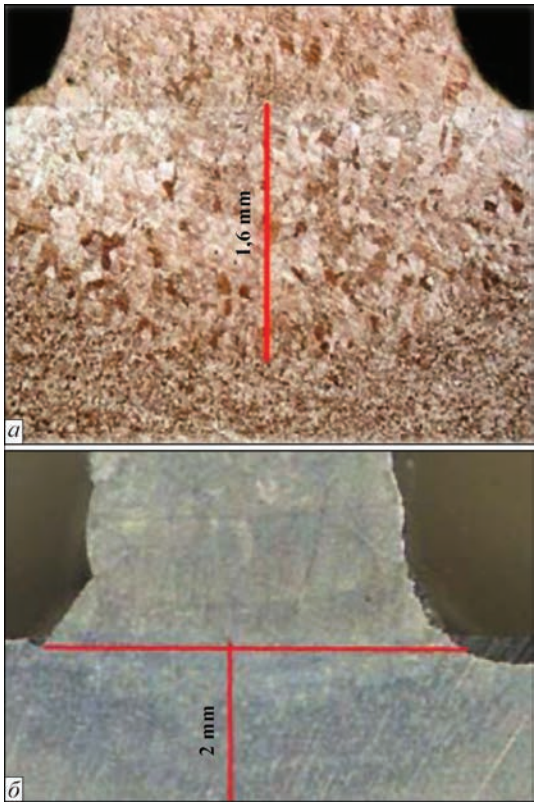


Рис. 5. ЗТВ при осаждении проволоки: *а* — из титана ВТ1-0 диаметром 1,6 мм на плиту ВТ1-0; *б* — из титанового сплава Ti–6Al–4V диаметром 3,0 мм на плиту Ti–6Al–4V

Специальная газоразрядная электронно-лучевая пушка, разработанная для реализации технологии xBeam 3D Metal Printing, генерирует электронный луч при низком ускоряющем напряжении до 20 кВ, что при уровне мощности до 20 кВт и минимальном фокусе диаметром около 1,5 мм обеспечивает очень мягкий и плавный нагрев обрабатываемых поверхностей без применения сканирования, при этом концентрация мощности в фокусе электронного луча не превышает 10^3 кВт/см^2.

Воздействие такого луча на поверхность позволяет образовывать на ней весьма мелкую ванну расплава, достаточную лишь для создания условий для растекания поступающего жидкого металла в пределах наличия жидкой фазы на поверхности и минимально воздействующую на материал подложки.

Поддержание мелкой ванны расплава на подложке в процессе осаждения (см. рис. 5) обеспечивает более высокую скорость охлаждения и быструю кристаллизацию расплавленного материала подложки и наплавленного материала, благодаря чему достигается лучшая структура полученного металла.

Меньшее количество материала, пребывающего в жидкой фазе в единицу времени существенно снижает потери легирующих элементов из-за испарения, что особенно актуально для многих сплавов титана, ниобия и других тугоплавких металлов. Так, исследования изменения химического состава титанового сплава Ti–6Al–4V в процессе осаждения по технологии xBeam 3D Metal Printing показали несущественное снижение содержания алюминия с 5,91 % в исходной проволоке до 5,72–5,79 % (в зависимости от параметров процесса) в осажденном материале.

Сниженная концентрация мощности на поверхности осаждения существенно уменьшает температурные градиенты на подложке и в наплавленных ранее слоях, что обеспечивает уменьшение остаточные напряжений и деформаций.

Для демонстрации положительного эффекта, обечпечиваемого применением низковольного электронного луча был проведен эксперимент, в котором в качестве подложки вместо традиционной толстой плиты использовалась проволока, концы которой закреплялись струбцинами. В качестве наплавляемого материала использовалась проволока из титанового сплава Ti–6Al–4V диаметром 3 мм, в качестве подложки использовалась проволока диаметром 3,2 мм из титана ВТ1-00.

Установленная мощность электронно-лучевой пушки составляла 3 кВт при ускоряющем напря-

жении 15 кВ, проволоку подавали со скоростью 14 мм/с, подложку перемещали также со скоростью 14 мм/с. Предварительный прогрев подложки не применялся. В результате эксперимента была построена ровная стенка (см. рис. 6), по основным параметрам (ширина и высота стенки, толщина слоя) соответствующая такой же стенке нанесенной на массивную подложку, но при этом наблюдается полное отсутствие остаточного искривления (коробления) подложки, что практически неизбежно при использовании массивной плиты [14].

Использование этого свойства может быть весьма эффективным в случае построения изделия, в котором базовая плита не является его частью и должна быть полностью удалена механической обработкой.

Важной особенностью технологии xBeam 3D Metal Printing является небольшое количество базовых параметров процесса и простота управления ими, что крайне важно для надежного обеспечения повторяемости процесса и повышения общей эффективности производства. Основными параметрами процесса являются:

- мощность электронно-лучевой пушки;
- величина зазора Z между выходным отверстием для проволоки и подложкой (см. рис. 7);
- скорость подачи расходуемой проволоки;
- линейная скорость перемещения подложки (зоны осаждения).

Имеется в виду, что в одном процессе используется проволока одного диаметра.

Ключевым параметром, определяющим основные характеристики процесса формирования трехмерного изделия является именно зазор Z между выходным отверстием для проволоки и подложкой.

Величина зазора Z определяет распределение мощности электронного луча между расходуемой проволокой и подложкой, а также ширину зоны воздействия электронного луча на подложку (т.е. ширине ванны расплава на подложке), практически соответствующую ширине наплавляемого валика. Таким образом, при постоянной мощности электронного луча, поддержание стабильной величины зазора Z обеспечивает стабильную скорость осаждения, т.е. постоянную производительность процесса осаждения.

Важным достоинством технологии является то, что этот ключевой параметр процесса обеспечивается простым обеспечением постоянной геометрической конфигурации компонентов оборудования, что легко реализуется механическими средствами и также легко контролируется.

Рис. 6. Образец, полученный с использованием проволоки в качестве подложки для осаждения: *а* — вид сбоку; *б* — вид сверху; *в* — вид снизу

Далее, при постоянных мощности электронного луча и зазора Z, т.е. при постоянной производительности осаждения и ширине получаемого наплавочного валика, высота осаждаемого слоя может меняться путем изменения линейной скорости перемещения подложки, т.к. при этом то же количество поступающего жидкого металла будет распределяться на другой площади прямо пропорционально изменению линейной скорости перемещения подложки.

На рис. 8 показаны стенки с разными параметрами осажденных слоев, сформированные из проволоки одинакового диаметра.

Таким образом, контроль всего нескольких простых параметров оборудования обеспечивает гибкое управление формированием трехмерного изделия и гарантирует повторяемость основных параметров осаждения каждого слоя (см. рис. 9).

При этом при определении полного набора управляемых параметров процесса также могут приниматься во внимание и соответствующим образом контролироваться параметры вакуума, тип рабочего газа газоразрядной электронно-лучевой пушки, температура подложки для осаждения, соотношение ускоряющего напряжения и тока луча при одной и той мощности.

Существенным фактором выбора правильной стратегии формирования трехмерного изделия является выбор диаметра расходуемой проволоки. Технология xBeam 3D Metal Printing изначально ориентирована главным образом на использова-

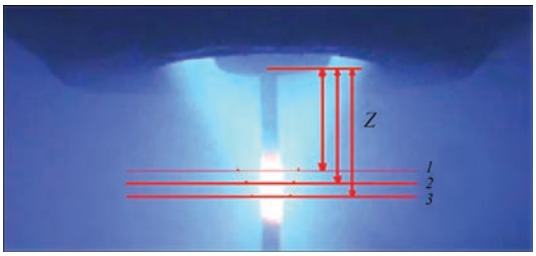


Рис. 7. Зазор Z между выходным отверстием для проволоки и подложкой

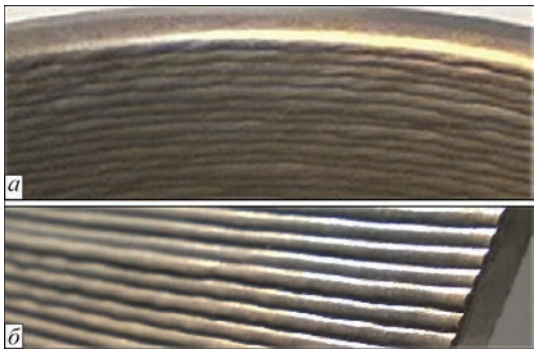


Рис. 8. Стенки, сформированные из проволоки диаметром 2 мм: *а* — нержавеющая сталь 304L, толщина слоя 0,6 мм; *б* — титановый сплав Ti–6Al–4V, толщина слоя 1,2 мм

ние стандартной промышленной проволоки диаметром от 1 до 3 мм. Это является важным аргументом в пользу повышения экономической эффективности технологии, так как стандартная проволока всегда дешевле специально заказываемой, кроме того цена проволоки существенно снижается с увеличением ее диаметра. При этом очевидно, что формирование тонких стенок с меньшей шероховатостью удобней выполнять проволокой меньших диаметров.

Особенно важным становится оптимальный выбор диаметра расходуемой проволоки при необходимости изготовления изделий с толстыми стенками, которые превышают предельную ширину одного наплавочного валика. В этом случае применяется стратегия осаждения нескольких параллельных наплавочных валиков с некоторым перекрытием между соседними проходами, как показано на рис. 10.

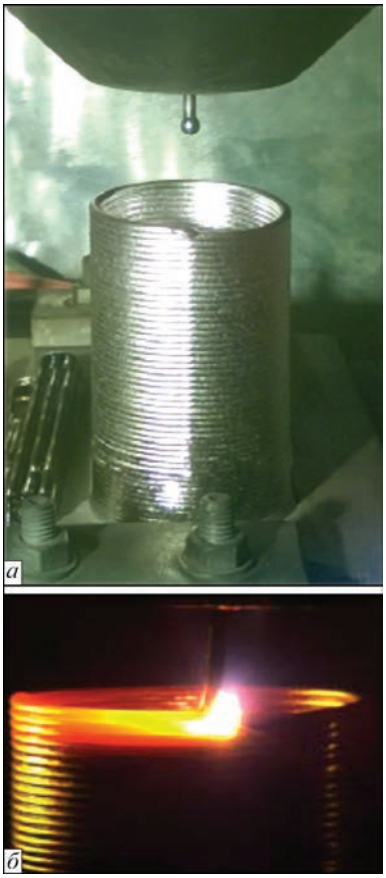


Рис. 9. Стакан из титана марки Ti-Grade 4, проволока Ø3 мм, 50 слоев, производительность ~ 2.5 кг/ч

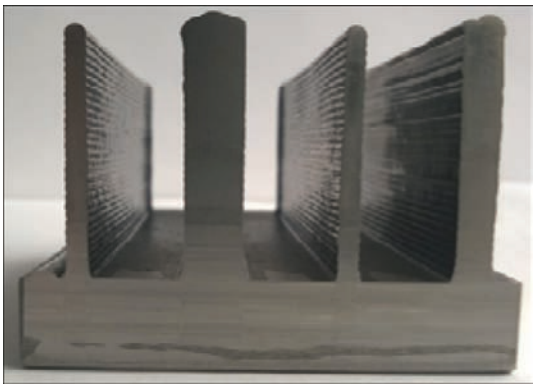


Рис. 10. Формирование стенок различной толщины. Титановый сплав Ti–6Al–4V, проволока ø2 мм, производительность ~ 1,1 кг/ч. Стенки 1 и 3 — один проход, толщина 3,1–3,3 мм. Стенка 2 — три прохода, толщина 10,0–10,3 мм. Стенка 4 — два прохода, толщина 6,0–6,2 мм

Макроструктура толстой стенки, сформированной за несколько параллельных проходов показана на рис. 11.

Одной из серьезных технологических проблем существующих процессов аддитивного производства металлов является образование столбчатой структуры с направлением роста вверх, когда столбчатые зерна прорастают через все наплавленные слои. Такая структура является весьма нежелательной, так как она приводит к неравномерности свойств в различных направлениях. Технология xBeam 3D Metal Printing, благодаря гибким возможностям управления распределением мощности и динамичному процессу осаждения,

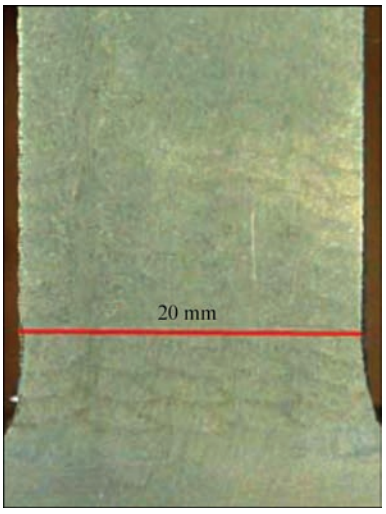


Рис. 11. Макроструктура толстой стенки, сформированной за пять параллельных проходов. Титановый сплав Ti–6Al–4V, проволока Ø3 мм, производительность ~ 2 кг/ч

что дает возможность обеспечить весьма высокие скорости кристаллизации и последующего охлаждения, продемонстрировала возможность предотвращения образования столбчатой структуры в трехмерных металлических изделиях.

На рис. 12 показана макроструктура образца титанового сплава Ti–6Al–4V, изготовленного из проволоки диаметром 2 мм с производительностью около 0,9 кг/ч. Получена структура литого типа с зернами, по форме близкими к равноосным. При этом зерна прорастают через соседние наплавленные слои (не более двух), что подтверждает отсутствие каких-либо межслойных особенностей, сегрегаций и дефектов.

Продолжаются исследования механических свойств, а также влияния параметров процесса на структуру и свойства материалов, получаемых послойным осаждением по технологии xBeam 3D Metal Printing.

В процессе пробного изготовления реальных промышленных деталей из титановых сплавов была проведена оценка прямых и сопутствующих эксплуатационных расходов, а также выход годного при производстве изделий по технологии xBeam 3D Metal Printing. Полученные оценочные данные показали операционную себестоимость для титановых сплавов на уровне 40 долларов США за 1 кг готового изделия, при этом учитывалась окончательная механическая обработка для приведения детали к окончательному виду. Это соответствует показателю менее 0,01 доллара США за 1 см³ осажденного материала, что является наименьшим показателем среди всех существующих в настоящее время процессов аддитивного производства металлов.

Для реализации технологии xBeam 3D Metal Printing, изучения ее возможностей и отработки основных технологических приемов была разработана и построена пилотная установка xBeam-01 — см. рис. 13. Установка отличается простой и компактной конструкцией — для ее эксплуатации достаточно 10 м² полезной площади, т.е. она может быть установлена даже в университетской лаборатории. Загрузка расходуемого материала может производиться без развакуумирования рабочей камеры, что очень удобно для проведения исследовательских работ. Особенности эксплуатации газоразрядной электронно-лучевой пушки позволяют осуществлять процесс в низком вакууме — в пределах 10^{-2}–10^{-1} мбар, поэтому установка укомплектована одним механическим форвакуумным насосом. Благодаря применению низкого ускоряющего напряжения (10–15 kV) в электронной пушке повышается безопасность

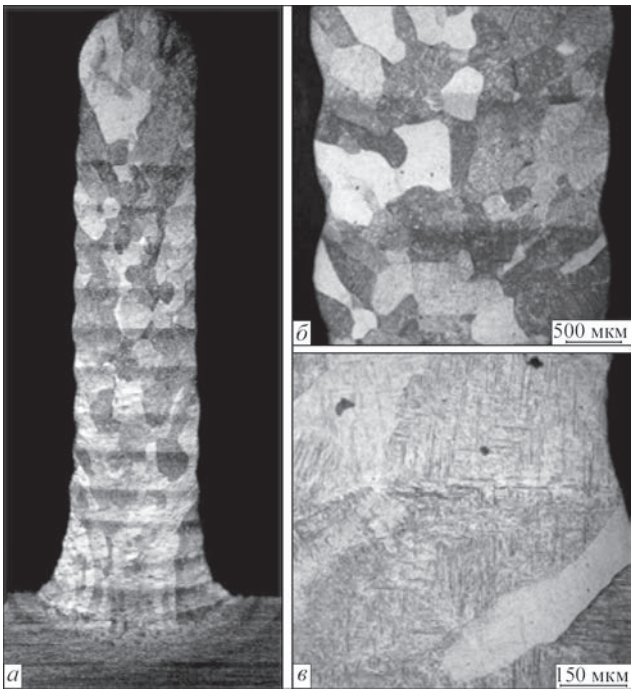


Рис. 12. Макроструктура образца титанового сплава Ti–6Al–4V

персонала от воздействия рентгеновского излучения из камеры.

Ниже приведены технические характеристики пилотной установки xBeam-01:

Полезный размер (Д×Ш×В), мм	300×300×300
Система позиционирования	3-осевая, линейная
Максимальная мощность, кВт	20
Предельное ускоряющее напряжение, кВт	20
Максимальное энергопотребление, кВт	30
Предельный вакуум, мбар	$5\cdot10^{-3}$
Рабочий вакуум, мбар	$1\cdot10^{-2}$–$5\cdot10^{-1}$
Возможные виды расходуемого материала	Проволока, прутки, порошковая проволока диаметром 1–3 мм
Потребление рабочего газа (гелий), при 0,1 MPa, л/мин	2,5
Рекомендуемое рабочее пространство (Ш×Д×В), мм	3300×3000×2400
Общий вес, кг	~ 1500

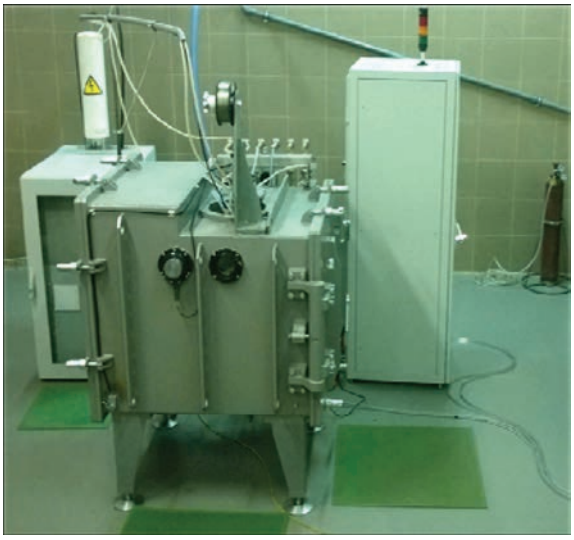


Рис. 13. Установка xBeam-01

В ходе экспериментальных работ на установке xBeam-01 к настоящему времени была достигнута производительность осаждения 700 см³/ч, что для титановых сплавов соответствует более 3 кг/ч, при этом точность изготовления трехмерных изделий и шероховатость поверхности требует последующей чистовой обработки не более 1 мм на каждой стенке, что намного лучше существующих аналогов. Для достижения такой производительности хватило номинальной мощности электронно-лучевой пушки на уровне всего около 7 кВт. Это позволяет ожидать достижения производительности не менее 2000 см³/ч при максимальной номинальной мощности пушки, что соответствует максимальным показателям на рынке аддитивных технологий, продемонстрированным на настоящий момент.

Продолжается разработка автоматического программного управления технологическим процессом, а также испытания средств наблюдения и анализа параметров процесса и оборудования.

На базе экспериментальной эксплуатации пилотной установки и проводимых усовершенствований специалисты ЧАО «НВО «Червона Хвиля» разрабатывают прототипы серийных установок лабораторного и промышленного класса.

Новая электронно-лучевая технология аддитивного производства xBeam 3D Metal Printing и 3D принтеры семейства xBeam обещают стать надежным и эффективным оборудованием для быстрого и высококачественного производства сложных деталей и для НИР за счет использования дешевых стандартных промышленных материалов (проволоки) в качестве расходуемого материала, минимальных потерь материала при окончательной обработке, бездефектной структуры, простой и безопасной работы, разумной цены оборудования.

1. A third industrial revolution. *The Economist*. *http*://www.economist.com/node/21552901
2. Is 3D Printing The Next Industrial Revolution?// TechCrunch// *https*://techcrunch.com/2016/02/26/is-3d-printing-the-next-industrial-revolution/
3. (2013) *Additive manufacturing. a game changer for the manufacturing industry*? *Roland Berger* Strategy Consultants GmbH. *Additive manufacturing* market outlook. Value chain — Market size — Key players — Business models
4. *ISO/ASTM 52900:2015 (ASTM F2792)*: Additive manufacturing — General principles — Terminology.
5. *Wohlers Report 2017*: 3D Printing and Additive Manufacturing State of the Industry Annual Worldwide Progress Report.
6. What is Additive Manufacturing?// AdditiveManufacturing.com.// *http*://additivemanufacturing.com/basics/
7. Zaleski A. (2015) Here's why 3D printing needs more metal. *Fortune*, **11**.
8. 3dprintingindustry.com; 3D Printing Processes: The Free Beginner's Guide. *http*://3dprintingindustry.com/3d-printing-basics-free-beginners-guide/processes/
9. Chaplais Ch. (2016) 7 Challenges to a Wider Adoption of Additive Manufacturing in the Industry. *Manufacturing Transformation Blog*. *http*://www.apriso.com/blog/2016/07/7-challenges-to-a-wider-adoption-of-additive-manufacturing-in-the-industry-part-1/
10. (2015) The status, challenges, and future of additive manufacturing in engineering. *Computer-Aided Design*., 69, December, 65–89.
11. Douglas S. Thomas, Stanley W. Gilbert/Costs and cost effectiveness of additive manufacturing. *A Literature Review and Discussion*. NIST Special Publication 1176.
12. *Спосіб виготовлення тривимірних об'єктів та пристрій для його реалізації.* Патент України №112682.
13. Kovalchuk D., Melnyk V., Melnyk I., Tugai B. (2016) Prospects of application of gas-discharge electron beam guns in additive manufacturing. *Electrotechnic and Electronic*, **5–6**, 36–42.
14. Махненко О. В., Миленин А. С., Великоиваненко Е. А. и др. (2017) Моделирование температурных полей и напряженно-деформированного состояния малого трехмерного образца при его послойном формировании. *Автоматическая сварка*, **3**, 11–19.
15. Tommaso Ghidini. An overview of current AM activities at the European Space Agency. 3D Printing & Additive Manufacturing — Industrial Applications. *Global Summit 2013*. London, UK, 19/20, 11-2013.
16. Clinton R. G., Jr. (2017) NASA Marshall Space Flight Center Additive Manufacturing: Rocket Engines and In Space Manufacturing. *2nd International Symposium Additive Manufacturing*, February 8–9, Dresden, Germany.

МОДЕЛЬ ИСПАРЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКЕ

И. В. КРИВЦУН, С. В. АХОНИН, В. А. БЕРЕЗОС, А. Ю. СЕВЕРИН
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Развита математическая модель процесса конвективного испарения многокомпонентных сплавов в среду, давление которой пренебрежимо мало. На основе данной модели проведен численный анализ характеристик процесса испарения компонентов титанового сплава ВТ6 (Ti–6Al–4V) применительно к условиям электронно-лучевой плавки. Показано, что при плавке указанного сплава потери на испарение алюминия, как легирующего элемента, обладающего наиболее высокой упругостью пара, вычисленные с учетом возврата части испарившихся атомов на поверхность расплава, оказываются на 20 % меньше соответствующего значения, даваемого уравнением Ленгмюра.

Титан и сплавы на его основе являются уникальными конструкционными материалами, которые благодаря высокой удельной прочности и хорошей коррозионной стойкости нашли широкое применение в авиа- и ракетостроении, химическом и энергетическом машиностроении, судостроении и других отраслях промышленности. В последние десятилетия все более широкое применение при выплавке слитков титановых сплавов находит технология электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛП), которая обеспечивает гарантированное удаление тугоплавких включений и снижение себестоимости производства титановых полуфабрикатов.

Процесс ЭЛП титановых сплавов осуществляется путем их плавления электронным пучком в вакууме и сопровождается интенсивным испарением компонентов сплава. В первую очередь происходит испарение из расплава легирующих элементов с высокой упругостью пара, что может приводить к изменению состава получаемого слитка. Для расчета оптимальных технологических режимов и состава исходной шихтовой заготовки, обеспечивающих получение слитков требуемого химического состава, был разработан ряд математических моделей процессов испарения легирующих элементов из расплава при ЭЛП [1, 2]. При построении этих моделей предполагалось, что кинетика испарения компонентов расплава в вакуум может быть приближенно описана уравнением Ленгмюра [3, 4]. Такое допущение для легирующих элементов с высокой упругостью пара, в частности, для алюминия, является достаточно грубым приближением, так как не учитывает наличие парового облака над поверхностью расплава [5, 6] и, соответственно, возможность возврата и конденсации части испарившихся атомов на этой поверхности. Поэтому целью настоящего исследования является рассмотрение кинетики процесса конвективного испарения легирующих элементов с высокой упругостью пара при электронно-лучевой плавке титановых сплавов в вакууме.

Проблеме испарения металлов и сплавов в условиях атмосферного и пониженного давления внешней среды, в т.ч. испарения в вакуум, посвящено значительное количество работ (см, например, [7–10]). Так, в работе [7] предложена упрощенная модель конвективного испарения металла при свободном расширении пара, когда противодавление внешней среды пренебрежимо мало. Подобный подход используется в статье Найта [8] при рассмотрении конвективного испарения алюминия в окружающий газ–воздух при нормальном и пониженном (до 10^{-2} торр) давлении. В работах [9, 10] данный подход обобщен на случай диффузионного и конвективного испарения двухкомпонентных Al–Mg сплавов во внешнюю среду атмосферного давления в условиях лазерной [9] и дуговой [10] сварки. Следует отметить, что в последнем случае учитывалась ионизация металлического пара, поступающего в дуговую плазму.

Суть используемого подхода заключается в рассмотрении неравновесного кнудсеновского слоя, примыкающего к поверхности испаряющегося металла и имеющего толщину порядка нескольких длин свободного пробега частиц паровой фазы, в качестве газодинамического разрыва. За счет столкновений в указанном слое, на его внешней границе устанавливается равновесное распределение атомов расширяющегося пара, тогда как вблизи испаряющейся поверхности функция распределения атомов паровой фазы является существенно неравновесной, поскольку распределение по скоростям частиц, покидающих поверхность расплава, отличается от соответствующего распределения для частиц возвращающиеся на нее. Постулируя определенный вид функций распределения частиц пара на границах слоя Кнуд-

© И. В. КРИВЦУН, С. В. АХОНИН, В. А. БЕРЕЗОС, А. Ю. СЕВЕРИН, 2017

сена в работах [7, 8] были получены балансные соотношения, выражающие законы сохранения массы, импульса и энергии в этом слое, на основе которых были определены характеристики расширяющегося пара на его внешней границе — температура, плотность или давление, как функции температуры поверхности расплава и скорости разлета пара. Важным обстоятельством при таком подходе является то, что скорость движения пара на внешней границе слоя Кнудсена определяется характеристиками его течения вне указанного слоя, т.е в газодинамической области, которые зависят от свойств и давления внешней среды [8]. В частности, если давление во внешней среде пренебрежимо мало, как, например, в рассматриваемом здесь случае испарения в откачиваемый объем, скорость пара на внешней границе кнудсеновского слоя равна местной скорости звука, а течение пара за пределами этого слоя (в газодинамической области) является сверхзвуковым [8].

Наиболее полное и точное описание процессов, протекающих в кнудсеновском слое вблизи поверхности испаряющегося металла возможно только на основе кинетических уравнений для функции распределения частиц пара. В работе [11] такой подход был реализован путем численного решения кинетических уравнений с модельными интегралами столкновений (БГК-модель) для случая конвективного испарения железа. Полученные результаты свидетельствуют о достаточной точности допущений относительно вида функций распределения на границах кнудсеновского слоя, используемых в модели Найта [8], и, соответственно, точности определения характеристик расширяющегося пара. Так, например, при испарении в вакуум, когда реализуется сверхзвуковое течение пара, его температура T_K и плотность ρ_K на границе слоя Кнудсена составляют, согласно [8], $0{,}669T_s$ и $0{,}308\rho_s$, где T_s — температура поверхности испаряющегося металла, ρ_s — плотность насыщенного пара при данной температуре, тогда как решение кинетического уравнения дает $T_K = 0{,}632T_s$ и $\rho_K = 0{,}368\rho_s$ [11]. Поэтому в дальнейшем, при построении модели конвективного испарения многокомпонентного титанового сплава в условиях ЭЛП будем пользоваться результатами работы [8] и их обобщением, предложенным в работе [9]. При этом будем учитывать уже указанное обстоятельство, что при испарении в вакуум скорость пара на внешней границе кнудсеновского слоя равна местной скорости звука, а течение пара за его пределами происходит в сверхзвуковом режиме.

Характеристики элементов, входящих в состав титанового сплава Ti–6Al–4V

Элемент	Энергия связи атома в расплаве, $\lambda_i \cdot 10^{19}$, Дж	Температура кипения, T_{Bi}, K	Мольная доля элемента в сплаве, X_i	Масса атома, $M_i \cdot 10^{26}$, кг
Ti	7,14	3553	0,891	7,95
Al	4,88	2720	0,105	4,48
V	7,61	3653	0,004	8,46

Рассмотрим вначале зависимость давления многокомпонентного насыщенного пара P_s вблизи плоской, однородно нагретой поверхности расплава многокомпонентного сплава, содержащего n элементов, от температуры T_s указанной поверхности. Согласно закону парциальных давлений с учетом активностей компонентов в расплаве имеем

$$P_s\left(T_s\right)=\sum_{i=1}^{n} a_i p_{si}\left(T_s\right), \qquad (1)$$

где a_i — активность i-го элемента; p_{si} — давление насыщенного пара i-го компонента сплава, которое может быть определено с помощью закона Клапейрона–Клаузиуса:

$$p_{si}\left(T_s\right)=p_0 \exp\left[\frac{\lambda_i}{k}\left(\frac{1}{T_{Bi}}-\frac{1}{T_s}\right)\right], \qquad (2)$$

где p_0 — атмосферное давление; λ_i — энергия связи атома в расплаве для i-го компонента; k — постоянная Больцмана; T_{Bi} — температура кипения i-го элемента сплава.

Отметим, что входящие в формулу (1) активности компонентов сплава зависят от температуры расплава и, следуя закону Генри, могут быть представлены в виде $a_i(T_s) = \gamma_i(T_s)X_i$, где γ_i — соответствующий коэффициент активности; X_i — мольная доля i-го элемента в сплаве. Зависимости коэффициента активности от температуры и состава сплава могут быть вычислены в рамках модели Редлиха–Кистера [12]. В качестве примера на рис. 1 представлены температурные зависимости коэффициентов активности компонентов титанового сплава ВТ6 (Ti–6Al–4V) в его расплаве [13]. Значения остальных величин, входящих в формулы (1), (2) и используемых при проведении дальнейших расчетов для рассматриваемого сплава приведены в таблице.

Рассчитанные таким образом зависимости давления многокомпонентного насыщенного пара над поверхностью сплава ВТ6, а также давления насыщенных паров его компонентов от температуры поверхности расплава в диапазоне, характерном для условий ЭЛП (1900…2500 K) представлены на рис. 2. Как следует из расчетных

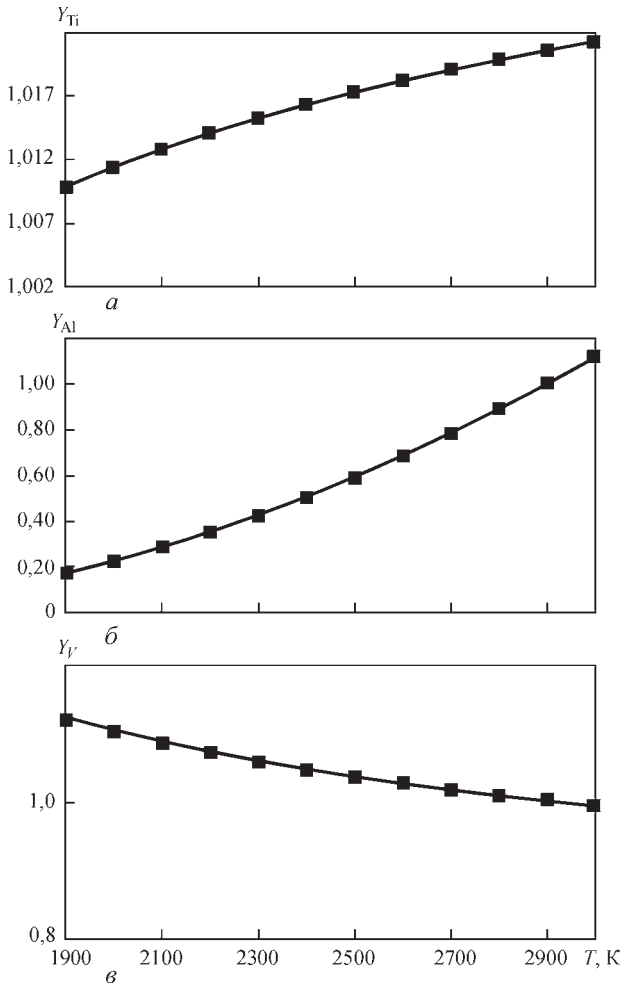


Рис. 1. Зависимости коэффициентов активности титана (*а*), алюминия (*б*) и ванадия (*в*) от температуры расплава для многокомпонентного титанового сплава Ti–6Al–4V

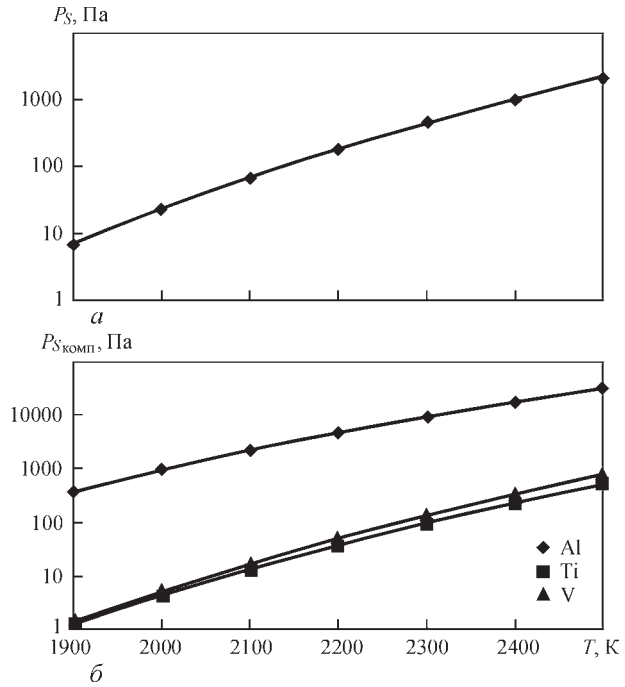


Рис. 2. Зависимости давления многокомпонентного насыщенного пара над поверхностью сплава Ti–6Al–4V (*а*) и парциального давления насыщенных паров его компонентов (*б*) от температуры поверхности расплава

данных, приведенных на рис. 2, *б*, давление насыщенного пара алюминия примерно на два порядка превышает соответствующие значения для паров титана и ванадия. С учетом пропорциональности давления расширяющегося пара при испарении в вакуум давлению насыщенного [8], можно утверждать, что концентрация атомов алюминия в потоке пара, покидающего поверхность рассматриваемого сплава, будет составлять более 90 % общей концентрации частиц парового облака над указанной поверхностью.

Учитывая отмеченное обстоятельство, введем понятие средней массы атома многокомпонентного пара над поверхностью расплава [9]:

$$\bar{M}\left(T_s\right)=\frac{\sum_{i=1}^{n} M_i a_i p_{si}\left(T_s\right)}{P_s\left(T_s\right)}, \qquad (3)$$

где M_i — масса атома i-го элемента сплава, и будем в дальнейшем считать, что расширяющийся пар является однокомпонентным газом, атомы которого имеют массу $\bar{M}$. Зависимость этой величины от температуры поверхности расплава для сплава ВТ6 показана на рис. 3.

Как следует из представленных на этом рисунке расчетных данных используемое выше допущение достаточно оправдано, поскольку средняя масса атома многокомпонентного пара в выбранном диапазоне температур с точностью не хуже 7 % равна массе атома алюминия, как основного элемента паровой фазы вблизи поверхности рассматриваемого сплава.

Следуя и далее работе [9], определим среднее значение местной скорости звука на границе кнудсеновского слоя для пара, предполагаемого одноатомным газом, содержащим атомы, имеющие среднюю массу $\bar{M}$, следующим образом:

$$s_K\left(T_s\right)=\sqrt{\frac{5kT_K(T_s)}{3\bar{M}(T_s)}}. \qquad (4)$$

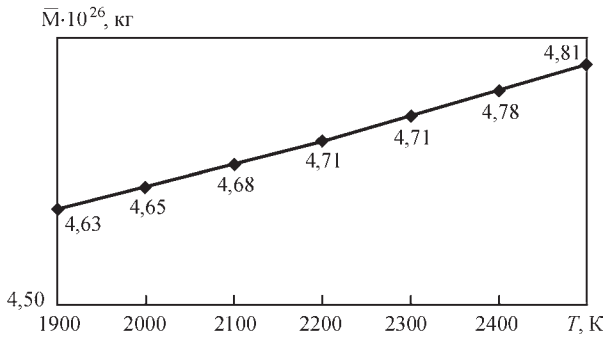


Рис. 3. Зависимость средней массы атома многокомпонентного пара титанового сплава Ti–6Al–4V от температуры поверхности расплава

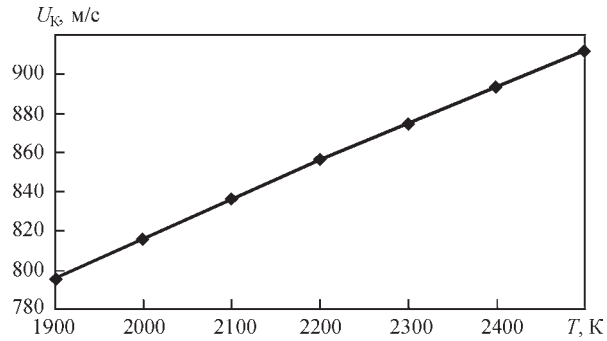


Рис. 4. Зависимость скорости пара на границе кнудсеновского слоя при испарении в вакуум титанового сплава Ti–6Al–4V от температуры поверхности расплава

Учитывая, что при испарении в вакуум скорость пара на границе слоя Кнудсена u_K равна местной скорости звука, а его температура $T_K = 0{,}669T_s$ [8], из (4) получим

$$u_K\left(T_s\right)=1{,}056\sqrt{\frac{kT_s}{\bar{M}(T_s)}}. \qquad (5)$$

Зависимость этой величины от температуры поверхности расплава для сплава ВТ6 приведена на рис. 4.

Полный массовый поток пара с поверхности расплава при испарении многокомпонентного сплава в вакуум может быть вычислен следующим образом:

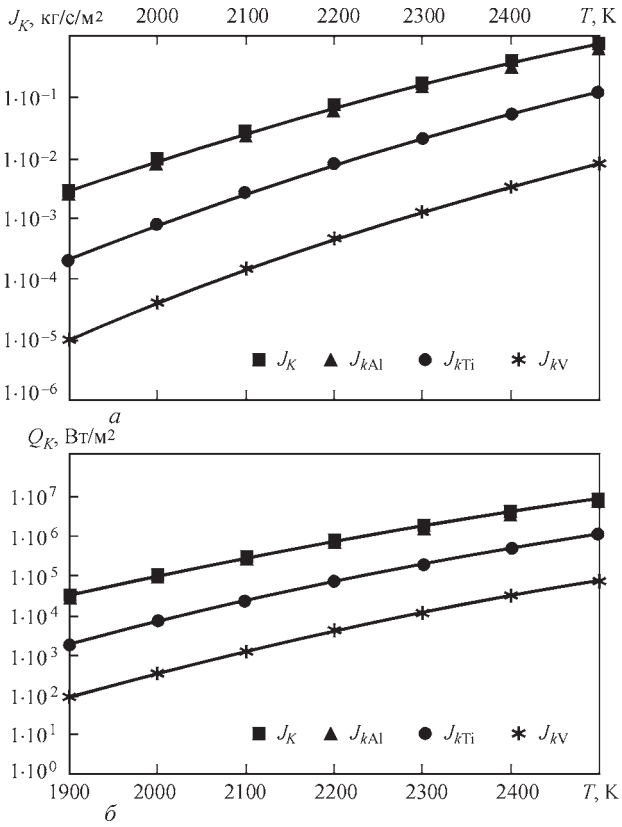


Рис. 5. Зависимости полных и парциальных потоков массы (*а*) и соответствующих потоков энергии (*б*), уносимых с поверхности расплава при испарении в вакуум титанового сплава Ti–6Al–4V от температуры поверхности

$$J_K\left(T_s\right)=\rho_K(T_s)u_K(T_s). \qquad (6)$$

Здесь ρ_K — плотность расширяющегося пара на границе слоя Кнудсена, которая при испарении в вакуум равна $0{,}308\rho_s$ [8], где $\rho_s=\sum_{i=1}^{n}M_i a_i p_{si}/kT_s$ — плотность многокомпонентного насыщенного пара для рассматриваемого сплава. Тогда, с учетом формулы (5), выражение (6) можно записать следующим образом:

$$J_K\left(T_s\right)=0{,}325P_s(T_s)\sqrt{\frac{\bar{M}(T_s)}{kT_s}}. \qquad (7)$$

Для определения массового потока пара i-го элемента с поверхности многокомпонентного сплава воспользуемся соотношением $J_{Ki}\left(T_s\right)=\frac{M_i a_i p_{si}(T_s)}{\bar{M}(T_s)P_s(T_s)}J_K\left(T_s\right)$ [9], которое после подстановки (7), дает

$$J_{Ki}\left(T_s\right)=0{,}325M_i a_i p_{si}(T_s)\sqrt{\frac{1}{\bar{M}(T_s)kT_s}}. \qquad (8)$$

Полученное выражение позволяет легко вычислить поток энергии, уносимой с поверхности расплава потоком пара i-го компонента сплава

$$Q_{Ki}\left(T_s\right)=0{,}325\lambda_i a_i p_{si}(T_s)\sqrt{\frac{1}{\bar{M}(T_s)kT_s}}. \qquad (9)$$

Суммируя (9) по всем сортам испаряющихся атомов получим полный поток энергии, уносимой паром с поверхности расплава при испарении многокомпонентного сплава

$$Q_K\left(T_s\right)=\sum_{i=1}^{n}Q_{Ki}\left(T_s\right). \qquad (10)$$

Результаты расчетов полных и парциальных потоков массы и энергии, уносимых с поверхности расплава титанового сплава ВТ6 при его испарении в вакуум представлены на рис. 5. Как следует из приведенных на этом рисунке расчетных данных парциальные потоки массы и энергии, уносимых с поверхности рассматриваемого сплава атомами алюминия более, чем на порядок выше соответствующих потоков для атомов титана и более, чем на два порядка выше чем для атомов ванадия. Это согласуется с тем хорошо известным фактом, что основным испаряющимся легирующим элементом сплава ВТ6 является Al, имеющий наибольшую упругость насыщенного пара. Следует особо отметить, что, кроме потерь массы легирующих элементов, полученные расчетные данные позволяют количественно оценить потери энергии расплава, связанные с испарением элементов с его поверхности и, соответственно,

роль этих потерь в энергетическом балансе процесса ЭЛП сплава ВТ6.

В завершение можно провести сравнение расчетных данных, полученных в настоящей работе на основе модели Найта [8, 9], т.е. с учетом возможности возврата на поверхность расплава части испарившихся атомов многокомпонентного сплава при его испарении в вакуум, с соответствующими данными, полученными с использованием уравнения Ленгмюра. В последнем случае потоки массы и энергии с поверхности расплава, связанные с испарением i-го элемента сплава, выражаются следующим образом:

$$J_{Li}\left(T_s\right)=a_i p_{si}(T_s)\sqrt{\frac{M_i}{2\pi k T_s}};$$
$$Q_{Li}\left(T_s\right)=\lambda_i a_i p_{si}(T_s)\sqrt{\frac{1}{2\pi M_i k T_s}}. \quad (11)$$

Тогда, с учетом выражений (8) и (9), можно получить следующие соотношения:

$$\frac{J_{Ki}(T_s)}{J_{Li}(T_s)}=\frac{Q_{Ki}(T_s)}{Q_{Li}(T_s)}=0{,}815\sqrt{\frac{M_i}{\bar{M}(T_s)}}. \quad (12)$$

Значения соответствующего отношения для компонентов сплава ВТ6 в рассматриваемом диапазоне температур поверхности расплава проиллюстрированы на рис. 6.

Как следует из представленных на этом рисунке расчетных данных, вычисленные по модели Найта [8, 9] результирующие потери на испарение атомов алюминия в условиях ЭЛП сплава ВТ6, составляют около 80 % соответствующих потерь, определяемых по уравнению Ленгмюра, т.е. при условии, что все испарившиеся атомы безвозвратно удаляются от поверхности расплава. Это означает, что даже в условиях вакуума, когда реализуется сверхзвуковой режим течения пара, примерно 20 % испаренных атомов алюминия возвращаются на поверхность расплава. Что касается испарения титана и ванадия, то результаты, полученные в рамках описанной выше модели, являются нефизичными, поскольку отношение $\frac{J_{Ki}(T_s)}{J_{Li}(T_s)}$ не может быть больше единицы. Причиной этого является неточность, связанная с рассмотрением многокомпонентного пара как некоторого однокомпонентного газа, атомы которого имеют среднюю массу $\bar{M}$. Данное приближение достаточно хорошо оправдано только при рассмотрении кинетики испарения в вакуум наиболее летучего легирующего элемента многокомпонентного сплава, вклад которого в формирование парового облака над поверхностью расплава является наиболее существенным. В этом случае средняя масса атома

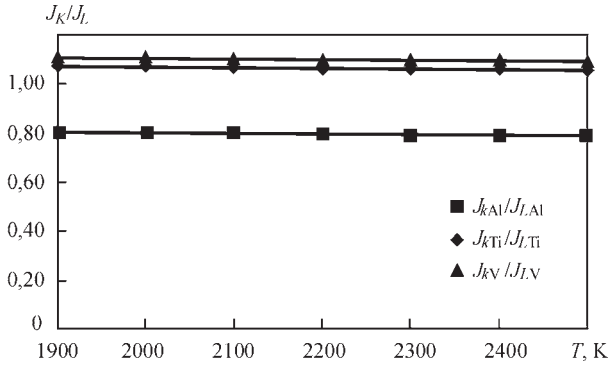


Рис. 6. Зависимости отношения массовых потоков компонентов пара, вычисленных по модели Найта и уравнению Ленгмюра, при испарении в вакуум титанового сплава Ti–6Al–4V от температуры поверхности расплава

многокомпонентного пара, определяемая соотношением (3), практически равна массе атома данного элемента — в нашем случае — Al (см. рис. 3). Поскольку атомы титана и ванадия имеют значительно большую массу (см. табл.), такое приближение дает для парциальных потоков массы, связанных с испарением указанных элементов, заведомо завышенные значения и, соответственно, отношение (12) для Ti и V превышает единицу.

Таким образом используемый в настоящей работе подход пригоден для количественной оценки испарительных потерь легирующего элемента с наибольшей упругостью пара при ЭЛП многокомпонентных сплавов. Что касается корректной оценки потерь на испарение остальных компонентов таких сплавов, то для этого следует, например, использовать подход, предложенный в работе [10] для случая двухкомпонентного сплава, однако такое обобщение выходит за рамки данной работы и составит предмет отдельного исследования.

Выводы

1. Развита модель процесса конвективного испарения многокомпонентных сплавов, учитывающая возможность возврата на поверхность расплава части испарившихся атомов за счет их столкновений в пределах кнудсеновского слоя, а также тот факт, что при испарении в среду, давление которой пренебрежимо мало, режим течения пара за пределами указанного слоя является сверхзвуковым. Данная модель позволяет количественно оценивать такие характеристики процесса испарения, как температура, плотность или давление пара, а также испарительные потери наиболее летучего легирующего элемента многокомпонентного сплава с поверхности его расплава в условиях ЭЛП.

2. Расчеты, выполненные с помощью такой модели для титанового сплава Ti–6Al–4V, показали, что паровое облако над поверхностью его расплава в условиях электронно-лучевого нагрева более,

чем на 90 % состоит из атомов алюминия, при этом средняя масса атома многокомпонентного пара с точностью не хуже 7 % равна массе атома Al.

3. Установлено, что наличие столкновений частиц в паровом облаке над поверхностью расплава при ЭЛП сплава Ti–6Al–4V уменьшает испарительные потери алюминия примерно на 20 % по сравнению с соответствующим значением, вычисляемым на основе уравнения Ленгмюра.

1. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. и др. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
2. Ахонин С. В., Северин А. Ю., Березос В. А и др. (2013) Математическое моделирование процессов испарения при выплавке слитков многокомпонентных титановых сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью. *Современная электрометаллургия*, **4**, 34–39.
3. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. (1972) *Статистическая физика*. Ч. 1. Москва, Наука.
4. Мовчан Б. А., Малашенко И. С. (1983) *Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме*. Киев, Наукова думка.
5. Шиллер З., Гайзинг У., Панцер З. (1980) *Электронно-лучевая технология*. Москва, Энергия.
6. Тихоновский А. Л., Тур А. А. (1984) *Рафинирование металлов и сплавов методом электронно-лучевой плавки*. Киев, Наукова думка.
7. Анисимов С. И., Имас Я. А., Романов Г. С. и др. (1970) *Действие излучения большой мощности на металлы*. Москва, Наука.
8. Knight Ch. J. (1979) Theoretical modeling of rapid surface vaporization with back pressure. *AIAA Journal*, 17(**5**), 519–523.
9. Zhao H., Debroy T. (2001) Weld metal composition change during conduction mode laser welding of aluminum alloy 5182. *Metallurgical and Materials Transact*., **32B**, 163–172.
10. Semenov I., Krivtsun I., Demchenko V. et al. (2012) Modelling of binary alloy (Al–Mg) anode evaporation in arc welding. *Modelling and Simulation Mater. Sci. Eng*., **20**, 055009.
11. Semenov I. L., Krivtsun I. V., Demchenko V. F. (2009) Modelling of metal vaporization at laser processing. In: *Proc. of the IV Int. Conf. of Laser Technologies in Welding and Materials Processing* (Katsively, Crimea, Ukraine), 65–70.
12. Иванченко Н. В., Устинов А. И., Мохорт В. А. (2003) Термодинамический анализ испарения в вакууме титана и никеля из расплава Ti–Ni. *Современная электрометаллургия*, **3**, 15–18.
13. Ахонин С. В., Миленин А. С., Пикулин А. Н. (2005) Моделирование процессов испарения легирующих элементов при электронно-лучевом оплавлении поверхности слитков-слябов из сплавов на основе титана. *Там же*, **3**, 32–35.

КОМПЬЮТЕРНАЯ СИСТЕМА ГРАФИЧЕСКОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ РОЗВЕРТОК И МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕЗУЛЬТИРУЮЩЕГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛОТНОСТИ ТОКА ЕЛЕКТРОННОГО ЛУЧА

Ю. Н. ЛАНКИН, В. Г. СОЛОВЬЕВ, В. Ф. СЕМИКИН, Л. Ф. СУШИЙ, П. П. ОСЕЧКОВ, И. Ю. РОМАНОВА, Е. Н. БАЙШТРУК
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Среди источников концентрированного нагрева по управляемости электронный луч не имеет себе равных благодаря свойству реагировать на электрические и магнитные поля, управление которыми не представляет принципиальных трудностей. Наиболее близкий к нему лазерный луч управляется только электромеханическими устройствами, заметно уступающими по быстродействию и точности электрическим и электромагнитным устройствам.

Быстрое периодическое с частотой в десятки-сотни герц отклонение электронного луча позволяет перемещать его по произвольной траектории, эмулируя источник с любым законом распределения плотности мощности и гидродинамического воздействия в зоне сварки. Это обеспечивает неограниченные возможности по управлению тепловыми и гидродинамическими процессами при электронно-лучевой сварке: сварка разнородных материалов, формирование желаемой формы поперечного сечения сварного шва, одновременная со сваркой одним электронным лучом термообработка сварного шва и т.д. В качестве примера на рис. 1, *а* приведен макрошлиф поперечного сечения шва на алюминиевом сплаве. Сварка производилась с использованием быстрой периодической развертки луча, обеспечивающей эквивалентное распределение плотности мощности, представленное на рис. 1, *б*.

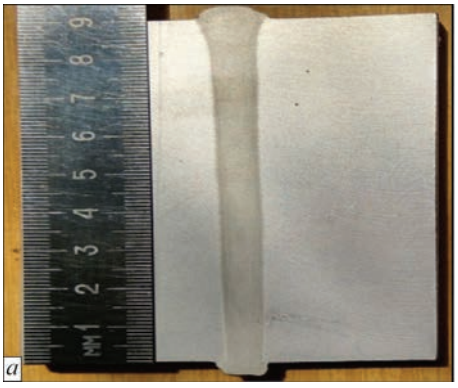
Для практической реализации потенциальных возможностей электронного луча в ИЭС им. Е.О. Патона создана [1] система управления для электронно-лучевой сварки, структурная схема которой приведена на рис. 2.

Для этой системы разработана компьютерная программа графического проектирования разверток с визуализацией эквивалентного распределения плотности мощности луча. Траектория луча задается координатами конечного числа, например, 24 положения, которые последовательно занимает луч в течение каждого периода развертки. Эти координаты устанавливаются (задаются) путем перетаскивания «мышью» изображения луча в каждой точке в окне «Траектория» (рис. 3, *1*).

Плотность мощности в каждой точке положения луча устанавливается путем изменения «мышью» высоты соответствующего столбика бар-графа в окне «Плотность мощности» (рис. 3, *2*) и обеспечивается во время развертки изменением относительного времени пребывания луча в данной точке. Дискретность задания плотности мощности составляет 1/255 плотности мощности неотклоненного луча.

В окне «Распределение плотности мощности на поверхности нагрева» (рис. 3, *3*) в процессе проектирования отображается результирующее распределение плотности мощности с учетом величины отношения амплитуды развертки к диаметру луча. Диаметр луча устанавливается движком (рис. 3, *5*).

Примеры эквивалентных распределений плотности мощности на поверхности нагрева, полученные с помощью некоторых разверток, приведены на рис. 4.



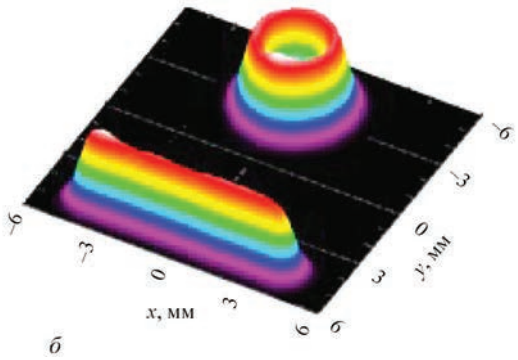


Рис. 1. Макрошлиф (*а*) и развертка луча (*б*) при ЭЛС

© Ю.Н. ЛАНКИН, В.Г. СОЛОВЬЕВ, В.Ф. СЕМИКИН, Л.Ф. СУШИЙ, П.П. ОСЕЧКОВ, И.Ю. РОМАНОВА, Е.Н. БАЙШТРУК, 2017

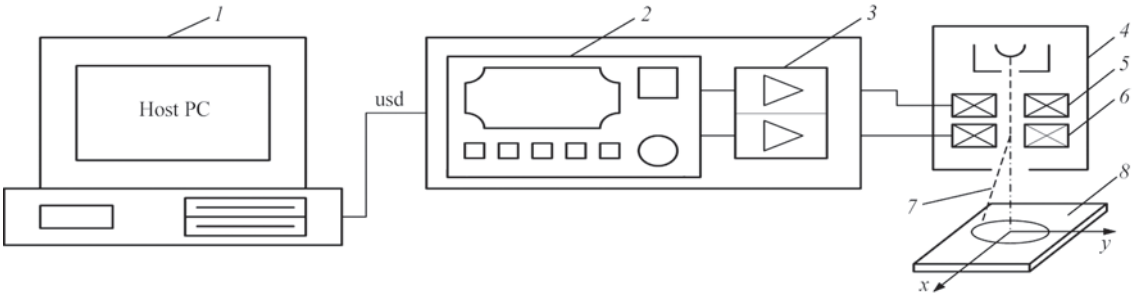


Рис. 2. Структурная схема развертки электронного луча для сварки: *1* — компьютер; *2* — контролер; *3* — усилитель мощности; *4* — электронно-лучевая пушка; *5*, *6* — катушки отклонения электронного луча по оси *X, Y* соответственно; *7* — электронный луч; *8* — свариваемое изделие

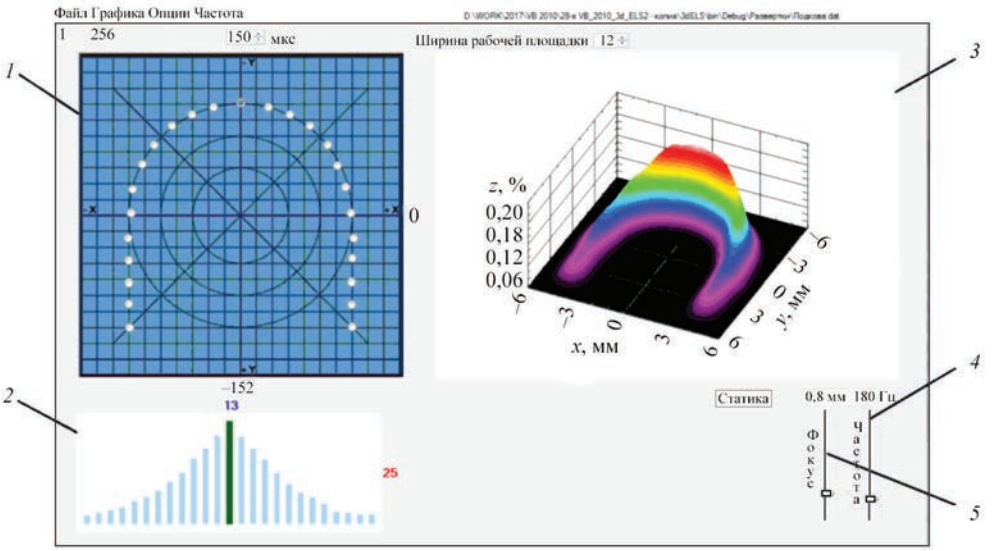


Рис. 3. Экран проектирования разверток: *1* — траектория; *2* — плотность мощности вдоль траектории; *3* — результирующее распределение плотности мощности на поверхности нагрева; *4* — частота; *5* — диаметр луча

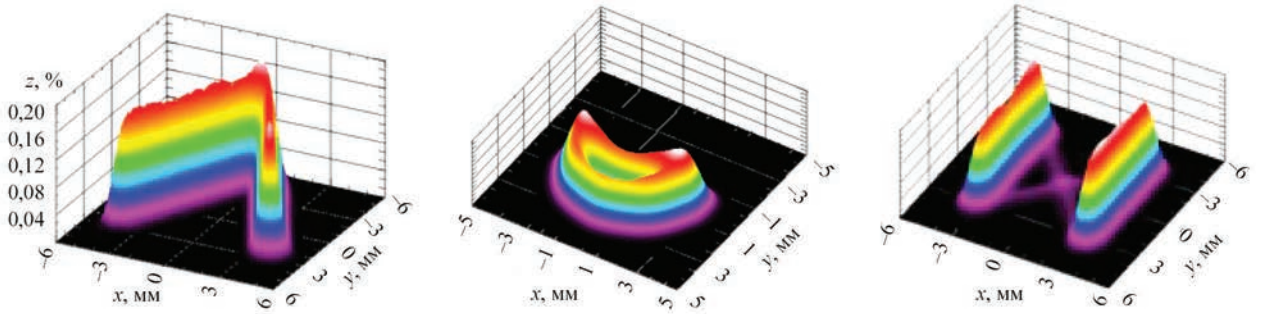


Рис. 4. Примеры распределения плотности мощности на поверхности нагрева

Преимущества системы:

- разработанная система позволяет эмулировать источник нагрева с произвольным распределением плотности мощности в рабочей зоне путем быстрого периодического отклонения электронного луча с гауссовским распределением плотности мощности в поперечном сечении;
- система имеет интуитивно понятный интерфейс графического проектирования желаемого распределения плотности мощности, отображаемого на экране компьютера в процессе проектирования;
- распределение плотности мощности эмулируемого источника регулируется траекторией и временем нахождения луча в каждой точке траектории;
- система позволяет оценить влияние на эквивалентное распределение плотности мощности отношения диаметра электронного луча к размерам зоны воздействия.

1. Ланкин Ю. Н., Бондарев А. А., Довгодько Е. И., Дьяченко В. А. (2009) Система управления разверткой для электронно-лучевой сварки. *Автомат. сварка*, **9**, 16–20.

ВИДЕОСИСТЕМА АВТОМАТИЧЕСКОГО РЕГУЛИРОВАНИЯ УРОВНЯ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКЕ

Ю. Н. ЛАНКИН, В. Г. СОЛОВЬЕВ, Л. Ф. СУШИЙ, П. П. ОСЕЧКОВ
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Институтом электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины предлагается видеосистема автоматического регулирования уровня жидкого металла при электронно-лучевой плавке (ВСАР), которая предназначена для автоматического дистанционного видеоконтроля уровня расплавленного металла в ванне при электронно-лучевой плавке с помощью видеокамеры и выработки управляющих воздействий на исполнительный механизм вытягивания слитка. Алгоритмическая обработка сигнала видеоизображения предназначена для выделения информационного параметра, наиболее полно характеризующего значение уровня расплавленного металла от видимой верхней кромки кристаллизатора. ВСАР реализована с применением современного промышленного панельного компьютера.

ВСАР создана для оптимизации процесса на установках для электронно-лучевого переплава титана путем автоматического поддержания заданного уровня ванны, что позволяет повысить качество выплавляемого слитка, улучшить повторяемость качественных характеристик слитков и уменьшить энергоемкость технологического процесса [1–7].

ВСАР состоит из видеокамеры, устройства захвата видеоизображения и ввода в вычислительное устройство, вычислительного устройства, устройства формирования и сопряжения сигналов управления с электросиловой частью управления исполнительным механизмом вытягивания слитка и пультом управления оператора.

ВСАР выполняет следующие задачи (рис. 1–4):

- ввод изображения дальней кромки кристаллизатора в вычислительное устройство в режиме потокового видео;
- дискретизацию видеопотока в последовательность фотографий (слайдов) для последующей обработки;
- последовательную обработку фотографий по заданному алгоритму для выделения параметра, который характеризует значение контролируемого уровня ванны;
- формирование аварийной и технологической сигнализации;
- формирование диагностической информации;
- формирование на мониторе графика изменения уровня ванны во времени;
- формирование базы данных по истории изменения уровня ванны во времени;
- формирование управляющих воздействий на исполнительный механизм вытягивания слитков;
- реализацию человеко-машинного интерфейса системы для комфортной работы оператора

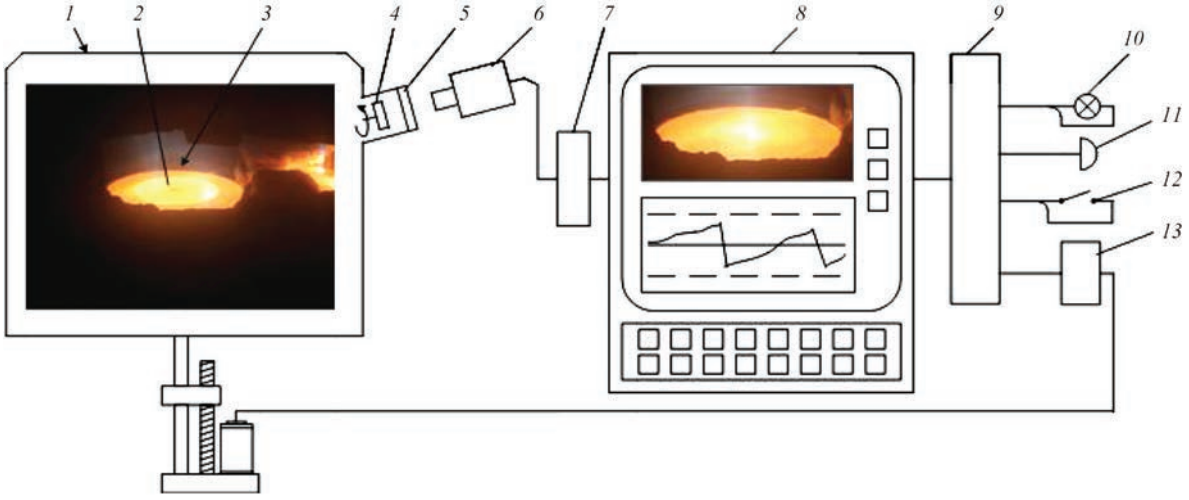


Рис. 1. Плавильная камера (*1*); светящаяся поверхность жидкого метала (*2*); темная стенка кристаллизатора (*3*); стробоскопическая система (*4*); смотровое окно (*5*); видеокамера (*6*); устройство видеозахвата (*7*); промышленный компьютер (*8*); устройство святи с обьектом (*9*); световая аварийная сигнализация системы (*10*); звуковая аварийная сигнализация системы (*11*); переключатель «Автомат-Ручной» (*12*); контроллер привода вытягивания слитка (*13*)

© Ю. Н. ЛАНКИН, В. Г. СОЛОВЬЕВ, Л. Ф. СУШИЙ, П. П. ОСЕЧКОВ, 2017

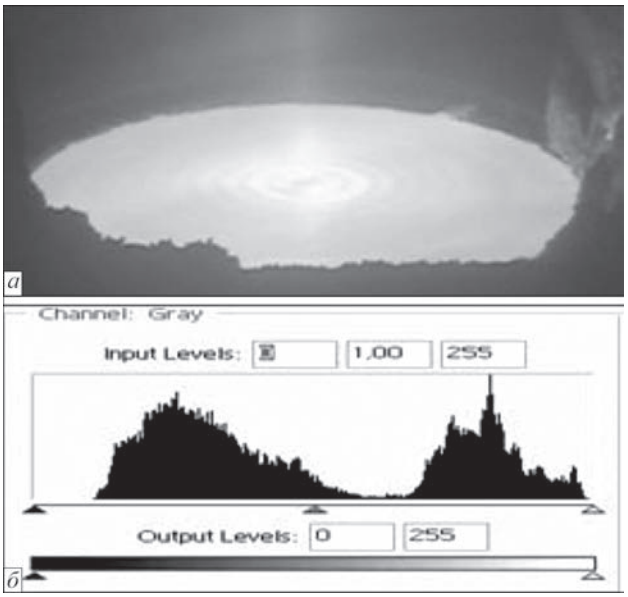


Рис. 2. Изображение кристаллизатора d = 650 мм, переплав титана (*а*), яркостная гистограмма изображения (*б*)

Рис. 3. Общий вид ВСАР

(представление системной и технологической информации на мониторе, прием управляющих воздействий от оператора, формирование звуковой сигнализации).

Разработанная система обеспечивает следующие технические параметры:

- точность измерения уровня ванны не хуже ±1 мм;
- диапазон контроля уровня ванны 0÷20 мм на расстоянии 2000 мм;
- диапазон задания уровней ванны, при достижении которых формируются команды на вытягивание и прекращение вытягивания слитка, 6÷14 мм;
- дискретность задания уровней ±1 мм;
- фильтрация помех от светящегося гарнисажа на стенке кристаллизатора;
- фильтрация помех от волнообразных возмущений на поверхности ванны;

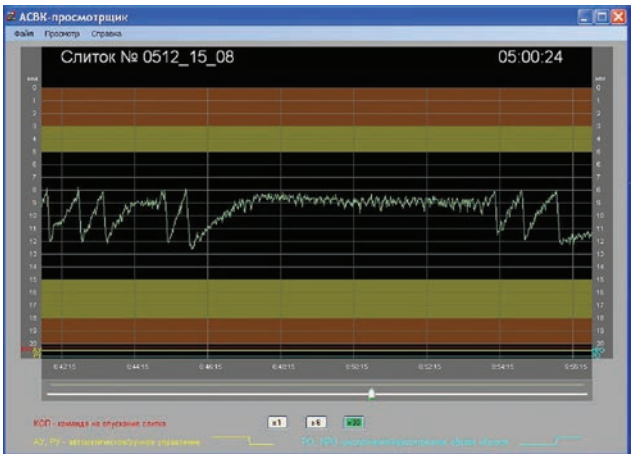


Рис. 4. Пример осциллограммы процесса плавки слитка

- формирование файла данных измерения с периодичностью 1 с уровня ванны в течении плавки;
- используется метод бинаризации изображений для идентификации значения уровня.

Программное обеспечение ВСАР работает в операционной среде Windows 7 на вычислительной платформе Microsoft.NET Framework 4.0.

В настоящее время ВСАР работает совместно с электронно-лучевой установкой с промежуточной емкостью типа ТИКО-15М, которая имеет семь электронно-лучевых пушек мощностью 450 кВт. Вакуум поддерживается на уровне 10^{-3} мм рт. ст. Общее энергопотребление установки 2500 кВт/ч. В настоящее время установка работает со среднемесячной производительностью 220 т титана при 3-х сменной работе на промышленном предприятии Китайской Народной Республики.

1. Мищенко В. Б., Подола Н. В., Воробьев В. Н., Тарасов С. С. (1985) Автоматизированная система управления процессом электронно-лучевого нанесения покрытий. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **3.**
2. Мищенко В. П. (1988) Измерение уровня металлической ванны в установках для электронно-лучевого испарения и плавки. *Там же*, **2.**
3. Николаев Ю. В., Преподобный В. С. (1988) Датчики уровня жидкой металлической ванны для электронно-лучевых технологических установок. *Роботизация производства сварных конструкций: Сб. науч. тр.* Киев, ИЭС им. Е. О. Патона.
4. Мищенко В. Б., Воробьев В. Н., Николаев Ю. В. (1988) Комплекс технических средств АСУТП электронно-лучевого испарения и переплава. *Автоматическое управление процессами сварки и нанесения покрытий: Сб. науч. тр. Киев: ИЭС им. Е. О. Патона*.
5. Соловьев В. Г., Ланкин Ю. Н. (2009) Контроль и стабилизация уровня жидкого металла в кристаллизаторе при электронно-лучевой плавке. *Современная электрометаллургия*, **1**, 22–27.
6. Canny John (1986) A computational approach to edge detection. *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence*, V. PAMI-8, **6.**
7. Ярославский Л. П. (1992) *Введение в цифровую обработку изображений*. Москва, Мир.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ДЛЯ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ ТРЕХМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ИХ ПОСЛОЙНОМ ФОРМИРОВАНИИ НА ОБОРУДОВАНИИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ xBEAM 3D Metal Printer

О. В. МАХНЕНКО[1], А. С. МИЛЕНИН[1], Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО[1], Г. Ф. РОЗЫНКА[1], Н. И. ПИВТОРАК[1], С.С. КОЗЛИТИНА[1], Л. И. ДЗЮБАК[1], Д. В. КОВАЛЬЧУК[2]

[1]Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

[2]НВП «Червона Хвиля», Киев, Украина

Ведущиеся в настоящее время разработки стандартов [1, 2] на применение в промышленном производстве аддитивных технологий послойного формирования конструкционных элементов говорит о том, что эта технология из разряда перспективных переходит в реальную альтернативу традиционному производству, в первую очередь для аэрокосмической промышленности [3–5] и медицины [6–8].

Использование аддитивных технологий на основе присадочных проволок, позволяет получить высокую скорость нанесения [3, 5, 9–11], кроме того, в таких подходах эффективность использования расходных материалов также достаточно высокая и может достигать 100 % [3].

С точки зрения выбора источника нагрева, то электронно-лучевая наплавка обладает высоким КПД, но требует обеспечения высокого вакуума. По этой причине данная методика наиболее перспективна в аэрокосмической промышленности [4, 5].

Основным недостатком подходов, использующих наплавку металлической проволокой, является возможная неравномерность структуры металла, дефекты сплавления, поры [13], а также возникновение значительных остаточных напряжений и деформаций [12], что может существенно снижать эксплуатационные характеристики полученных конструкционных компонентов, особенно их долговечность при циклических нагрузках, а остаточные деформации могут приводить к недопустимому искажения формы и отбраковке заготовок деталей.

Оптимизация аддитивных технологий наплавки на основе применения математического моделирования с целью обеспечения высоких эксплуатационных характеристик конструкционных элементов и снижения объема экспериментальных исследований является достаточно перспективным [9, 14].

Технологическая схема ЕВМВ процесса многослойного формирования трехмерных образцов. В статье представлены результаты исследовательской работы по изучению характерных особенностей процесса электронно-лучевой наплавки xBeam 3D Metal Printer деталей сложной формы на примере модельных образцов небольшого размера. Технологическая схема на примере многослойного формирования характерного изделия таврового профиля представлена на рис. 1. Процесс проходит в условиях глубокого вакуума, что позволяет эффективно фокусировать электронный луч и избежать загрязнения металла примесями внедрения в случае высокого сродства с кислородом и/или азотом. Подложка формируемого изделия (в рассматриваемом случае, это полка таврового профиля) помещается в силовую оснастку, которая прижимает ее к подвижной платформе усилием F, перемещает относительно неподвижного источника нагрева с заданной скоростью V_s в плоскости пластины и периодически, по мере наплавления каждого валика, в перпендикулярном направлении со скоростью V_d.

Источник сварочного нагрева представляет собой составной комплекс систем фокусировки луча и подачи присадочной проволоки (рис. 2, *а*). Фокусировка электронного луча производится таким образом, чтобы луч имел форму острого конуса, сходящегося максимально близко к поверхности формируемой конструкции. Это позволяет реа-

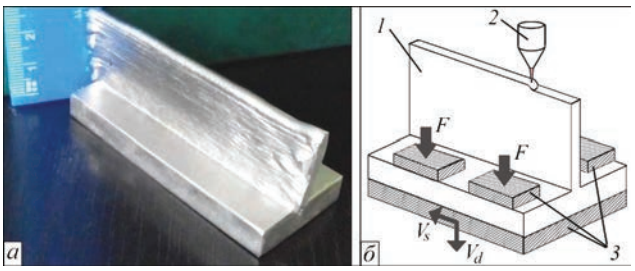


Рис. 1. Внешний вид (*а*) изделия таврового профиля из титанового сплава и технологическая схема процесса электронно-лучевого многослойного формирования образцов таврового сечения (*б*)

© О. В. МАХНЕНКО, А. С. МИЛЕНИН, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК, С.С. КОЗЛИТИНА, Л. И. ДЗЮБАК, Д. В. КОВАЛЬЧУК, 2017

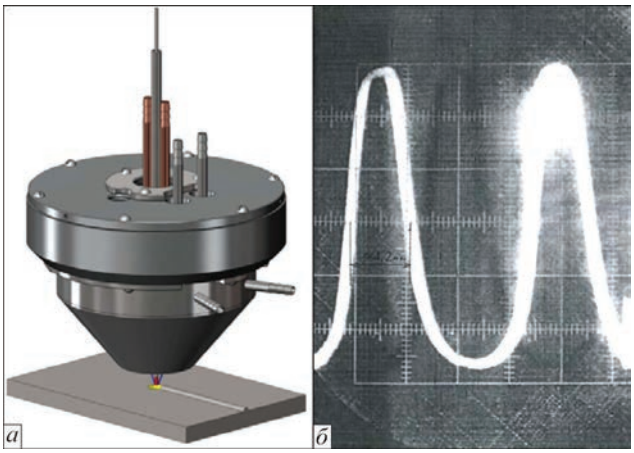


Рис. 2. Схема модуля электронно-лучевого нагрева (*а*) и экспериментально определенная форма распределения тепла в пятне нагрева (*б*)

лизовать эффективное и достаточно равномерное расплавление присадочной проволоки без существенного ее перегрева, а также сопутствующий подогрев области наплавки для активации поверхности твердого металла перед его контактом с жидким присадочным материалом. Наличие проволоки в сфокусированном луче определяет сложное распределение потока энергии в пятне нагрева, как это показано на рис. 2, *б*.

Как показали экспериментальные пробы, изделие в результате послойной наплавки получило определенную остаточную изгибную деформацию в продольном направлении в результате образования сварочной усадки металла в области наплавки. Кроме того, торцевые области характеризуются нерегулярной структурой стенки профиля в результате неравномерности нагрева при наплавке. Одним из преимуществ используемой технологической схемы является возможность программного контроля тепловложения при наплавке, что дает широкие возможности оптимизации технологических параметров рассматриваемого процесса. Также, эффективным методом оптимизации указанного процесса является варьирование времени задержки между наплавкой каждого из валиков, а также рациональный выбор способа и степени предварительного подогрева.

Методика исследований. Целью работы было изучение характерных особенностей кинетики температурного состояния металлических конструкционных элементов в процессе электронно-лучевой наплавки на примере различных типов трехмерных образцов — тавр, цилиндр, полусфера (рис. 1, 3).

Соответственно необходимо было решить следующие основные задачи:

- разработать комплекс математических моделей и компьютерных программ для численного прогнозирования трехмерной кинетики температурного поля наплавляемого образца с учетом послойного формирования геометрии изделия;
- провести численный анализ возможных путей оптимизации параметров тепловложения при электронно-лучевом формировании стенки изделия различного профиля из титанового сплава с целью обеспечения равномерности нагрева.

С целью анализа кинетики состояния трехмерных образцов различных типов из титанового сплава был реализован комплекс средств математического и компьютерного моделирования на основе программного пакета WeldPrediction, разработанного в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины для прогнозирования физико-механических процессов в сварке и родственных технологиях [15–17]. Решение задач теплопроводности в процессе предварительного подогрева, последующей наплавки вплоть до остывания изделия и снятия технологической оснастки производилось на совместных прямоугольных сетках разбиения. На каждом этапе прослеживания состояния металла менялась форма изделия в соответствии со скоростью наплавки и геометрией формирующихся при этом валиков. Хотя кинетика температурного поля для рассматриваемых типов образцов носит трехмерный характер, скорость наплавки достаточно высокая, чтобы естественные процессы теплопереноса эффективно перераспределяли тепло в продольном направлении, поэтому для определения темпера-

Рис. 3. Внешний вид изделия типа «стакан» (*а*) и полусфера (*б*) из титанового сплава, полученные в процессе электронно-лучевого многослойного формирования

турного состояние формируемого профиля может применяться модель быстродвижущегося источника нагрева и соответственно целесообразным является решение задачи нестационарной термопроводности производить в двухмерной постановке, рассматривая характерное поперечное сечение наплавляемого профиля без учета концевых эффектов в начале и конце прохода наплавки. Это позволяет не только изучить развитие состояния исследуемого изделия с достаточной точностью и достоверностью, но и снизить ресурсоемкость численных исследований. Особенно такой подход корректен для образцов типа цилиндр и полусфера (рис. 3), которые могут наплавляться по спирали, т.е. без остановок между слоями.

Так, для численного анализа кинетики температурного поля $T(x, y, z)$ от времени t при электронно-лучевом послойном формировании изделия использовалось конечно-разностное решение трехмерного нестационарного уравнения теплопроводности:

$$c\gamma(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla\left[\lambda(T)\nabla T\right], \qquad (1)$$

где $c\gamma$, λ — удельная теплоемкость и теплопроводность материала, соответственно.

Граничные условия, необходимые для решения задачи (1), зависят от природы стока тепла с поверхности изделия. Так, в области контакта с технологической оснасткой сток тепла может быть описан законом Ньютона, тогда как на свободной поверхности характеризуется тепловым излучением (закон Стефана–Больцмана) с дополнительным вложением энергии с наплавляемого торца изделия в случае расположения там источника нагрева. Таким образом, граничные условия для решения задачи теплопроводности в рассматриваемом случае имеют следующее математическое выражение:

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial n} = \begin{cases} \alpha_T\left(T - T_C\right), \text{ в области контакта с оснасткой} \\ \varepsilon\sigma_{SF}\left(T^4 - T_C^4\right) - q, \text{ на свободных поверхностях} \end{cases}, \qquad (2)$$

где n — нормаль к поверхности; α_T — коэффициент теплоотдачи; T_C — температура окружающей среды; ε — степень черноты материала; σ_{SF} — константа Стефана–Больцмана; q — поток энергии электронно-лучевого нагрева.

Решение указанных задач нестационарной термопроводности согласно приведенному математическому описанию производилось путем численного прослеживания температурных полей, начиная с этапа предварительного подогрева подложки, наплавки каждого валика вплоть до полного остывания изделия, в рамках соответствующего конечно-элементного описания [13].

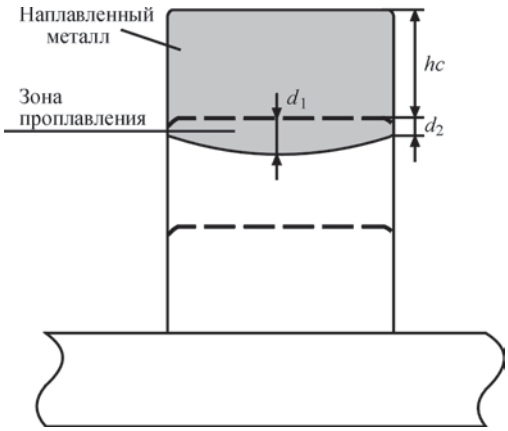


Рис. 4. Характерные размеры зоны проплавления в поперечном сечении наплавленного валика: d_1 — глубина проплавления в центре; d_2 — глубина проплавления с краю; h_c — высота наплавленного слоя

Поскольку одной из задач исследования было проведение численного анализа возможных путей оптимизации параметров тепловложения при электронно-лучевом формировании стенки изделия различного профиля из титанового сплава с целью обеспечения равномерности нагрева, то для реализации указанной задачи формализован алгоритм оптимизации или определения оптимальных параметров путем последовательного выполнения ряда численных экспериментов (последовательного приближения).

Предложены следующие условия для оптимизации скорости наплавки v_c и времени задержки между наплавкой валиков t_d по характерным размерам зоны проплавления (рис. 4):

1) область значений v_c, t_d обеспечение сплавления между слоями (валиками) $d_1(v_c, t_d) > 0$ и $d_2(v_c, t_d) > 0$ отсутствие переплавления предыдущего слоя (валика) $d_1(v_c, t_d) < h_c$ и $d_2(v_c, t_d) < h_c$;

2) критерий оптимизации v_c, t_d: $\{v_c, t_d\} = \{\min(d_1), \max(d_2)\}$.

Результаты моделирования. Так, одной из основных задач, которая рассматривалась на данном этапе исследований, было изучение потенциальных возможностей достижения стационарного температурного поля в изделии при наплавке каждого из валиков. Это позволит получить благоприятные условия формирования валиков, а также обеспечить равномерность структурного состояния металла по всему сечению изделия, и, соответственно, гомогенность его физико-механических и эксплуатационных свойств.

Как показывают результаты численного моделирования согласно изложенной выше методике, при наплавке валиков не наблюдается значительного перегрева жидкого металла после того, как он попадает на поверхность формируемого изделия, что

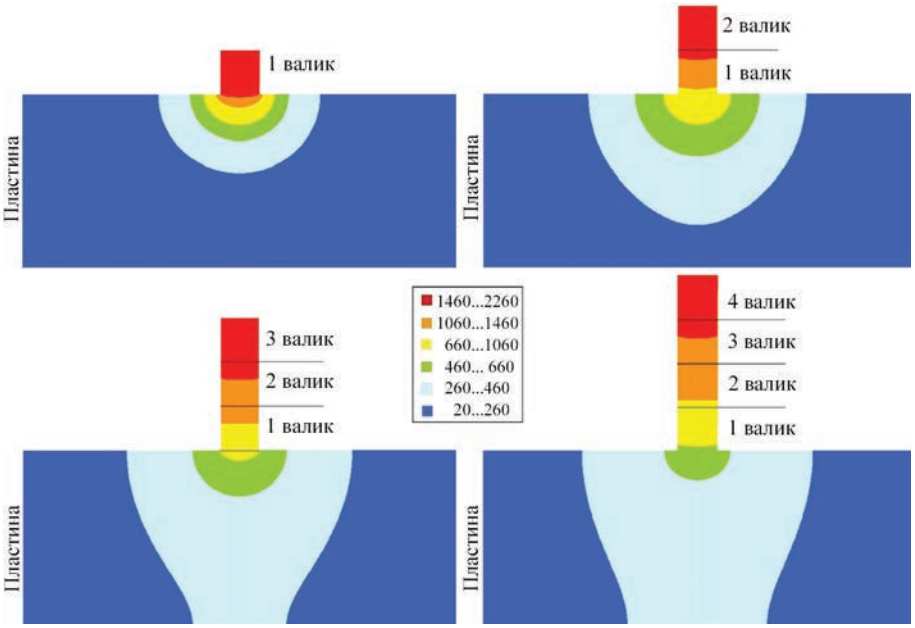


Рис. 5. Распределения максимальных температур в начале послойного формировании таврового профиля от порядкового номера валика (слои *1–4*)

свидетельствует об эффективном отводе тепла в металл и окружающую среду. Это позволяет получать достаточный прогрев металла для формирования сплавления валиков и избежать перегрева и чрезмерной текучести жидкого металла (рис. 5). Тем не менее, в начале послойного формирования изделия, например, таврового профиля получена существенная неравномерность глубины проплавления при наплавке первых слоев на подложку (рис. 5, 6).

Одним из важным факторов, который необходимо учитывать при выборе рациональных параметров наплавки рассматриваемого образца и с помощью которого возможно в определенной степени контролировать стабильность глубины проплавления при наплавке, особенно первых слоев, является время задержки между наплавкой каждого из валиков, которое в сумме со временем наплавки слоя определяет время между наплавкой металла в каждой точке образца. На рис. 7 представлены зависимости времени задержки между наплавкой валиков с оптимизацией и без (постоянная величина) при одинаковой погонной энергии. Соответственно с помощью расчетной модели получены зависимости глубины проплавления слоев в центральном и крайнем сечениях ванны от порядкового номера валика при оптимизации времени задержки и при постоянной величине задержки (рис. 8). В случае оптимизации (кривые *1* и *2*) за счет увеличения в диапазоне 2–3 с времени задержки при наплавке первых 5 слоев, а также за счет предварительного подогрева подложки холостым (без присадочного материала) проходом, на первом слое обеспечивается минимальная глубина проплавления 0,1 мм пластины (подложки), на последующих слоях глубина проплавления возрастает и с 5 слоя становится постоянной на уровне 1,25 мм. При той же погонной энергии проходов и без оптимизации времени задержки, когда величина его выбрана постоянной 2 с, и без выполнения подогрева-

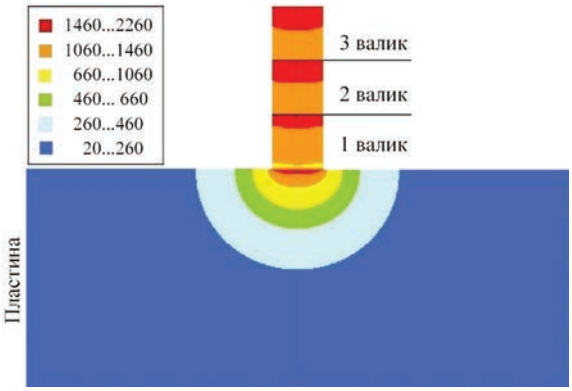


Рис. 6. Глубина проплавления в начале послойного формировании таврового профиля от порядкового номера валика (слои *1–4*)

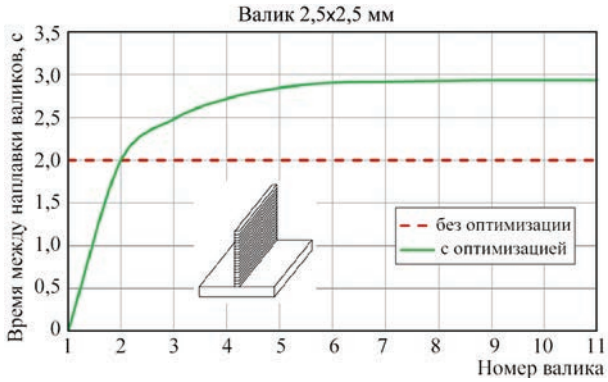


Рис. 7. Зависимость времени задержки между наплавкой валиков от порядкового номера валика (с оптимизацией и без) таврового профиля, размер валика 2,5×2,5 мм, $Q_{эф}$ = 2,5 кВт, время наплавки валика 10 с

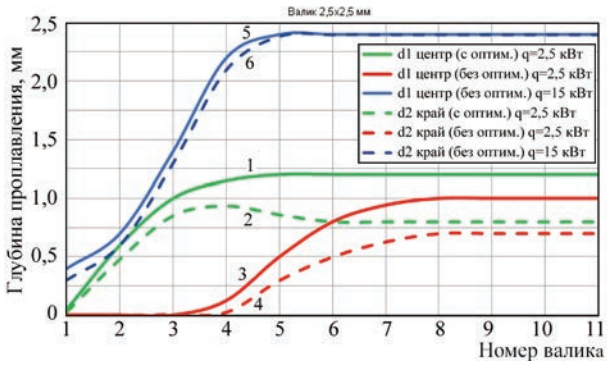


Рис. 8. Зависимость глубины проплавления валика в центральном и крайнем сечениях ванны от порядкового номера валика и времени задержки (с оптимизацией и без) таврового профиля, размер валика 2,5×2,5 мм, $Q_{эф}$ = 2,5 и 15 кВт, время наплавки валика 10 с

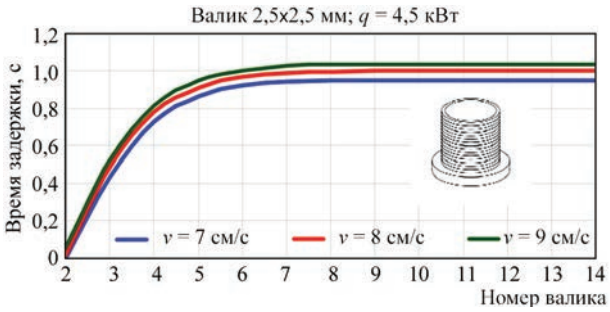


Рис. 9. Оптимизированные зависимости времени задержки между наплавкой валиков для различных скоростей наплавки профиля типа «стакан», диаметр D = 300 мм, размер валика 2,5×2,5 мм, $Q_{эф}$ = 4,5 кВт

ющего прохода, проплавление нам первых 3 слоях не обеспечивается (кривые *3* и *4*), затем возрастает и достигает к 8 слою 1 мм. Для того чтобы обеспечит проплавление на первых слоях при постоянном времени задержки 2 с и без выполнения подогревающего прохода была существенно (в 6 раз) увеличена погонная энергия наплавочных проходов. В результате (кривые *5* и 6) на первом слое обеспечивается глубина проплавления 0,3–0,4 мм пластины, но затем резко увеличивается и с 4 слоя наблюдается перегрев наплавляемой кромки изделия вплоть до почти полного переплава предыдущего наплавленного слоя.

В случае послойного формирования профиля типа стакан кроме фактора времени задержки между наплавкой слоев рассматривали разные скорости наплавки при постоянной эффективной мощности источника нагрева, что приводило к изменению погонной энергии наплавки. На рис. 9 и рис. 10 представлены расчетные результаты оптимизации времени задержки между слоями и соответствующие зависимости глубины проплавления при различных скоростях источника нагрева 7–9 мм/с. Видно, что скорость 7 мм/с обеспечивает более стабильную глубину проплавления слоев, особенно на первых проходах. Таким образом, скорость наплав-

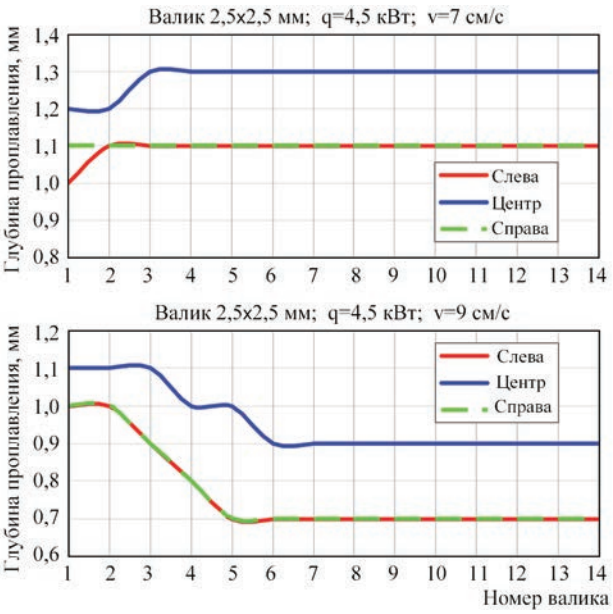


Рис. 10. Зависимость глубины проплавления валика (ванны) в центральном и крайних поперечных сечениях ванны от порядкового номера валика и скорости наплавки «стакана», диаметр D = 300 мм, размер валика 2,5×2,5 мм, $Q_{эф}$ = 4,5 кВт

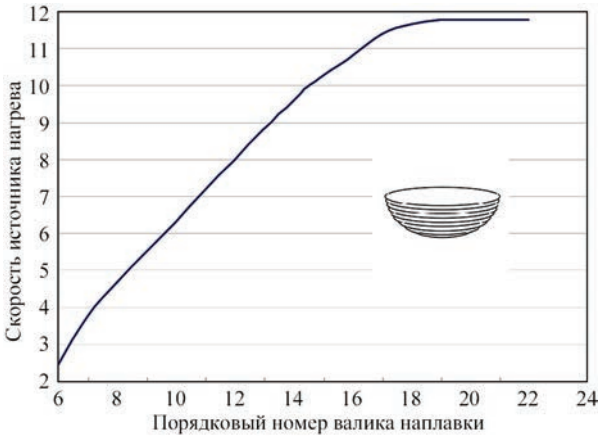


Рис. 11. Оптимизированная зависимость скорости наплавки от порядкового номера валика, диаметр полусферы D = = 300 мм, размер валика 2,5×2,5 мм, погонная энергия $Q_п$ = = 560 Дж/см

ки является еще одним важным технологическим фактором для обеспечения равномерности температурных полей при многослойной 3D наплавке.

В случае послойного формирования изделий сферического профиля (полусфера) появляется дополнительное условие оптимизации параметров режима наплавки, а именно безостановочная наплавка за счет изменения скорости наплавки от порядкового номера валика (при постоянной погонной энергии).

Выводы

1. Разработан комплекс математических моделей и программных средств их реализации для численного прогнозирования кинетики температурного состояний трехмерных образцов различных типов

(тавр, цилиндр, полусфера) из титанового сплава в процессе ее ЭЛН. Учитывая высокую скорость ЭЛН, для определения температурного состояния формируемого профиля может применяться модель быстродвижущегося источника нагрева и поиск решение задачи нестационарной термопроводности в двухмерной постановке, рассматривая характерное поперечное сечение наплавляемого профиля без учета концевых эффектов в начале и конце прохода наплавки. Это позволяет не только изучить развитие состояния исследуемого изделия с достаточной точностью и достоверностью, но и снизить ресурсоемкость численных исследований. Особенно такой подход эффективен для образцов типа цилиндр и полусфера, которые могут наплавляться по спирали, т.е. без остановок между слоями (концевых эффектов).

2. Поскольку одной из задач исследования было проведение численного анализа возможных путей оптимизации параметров тепловложения при электронно-лучевом формировании стенки изделия различного профиля из титанового сплава с целью обеспечения равномерности нагрева, то для реализации указанной задачи формализован алгоритм определения оптимальных параметров путем последовательного выполнения ряда численных экспериментов (последовательного приближения). Предложены условия для оптимизации скорости наплавки и времени между наплавкой валиков по характерным размерам зоны проплавления.

3. Показано существенное влияние времени между наплавкой каждого из формирующих валиков на характер распределения температуры, что может приводить либо к существенному накоплению тепла в металле изделия и, как результат, значительному перегреву и чрезмерному проплавлению, либо к переохлаждению металла и отсутствию проплавления, что может снизить качество формируемого изделия. Оптимизация температуры предварительного подогрева и времени между наплавкой валиков является необходимым условием для обеспечения качества металла при послойном электронно-лучевом формировании трехмерных изделий различной формы.

1. (2017) *ASTM WK 49229*: Standard Guide for Orientation and Location Dependence Mechanical Properties for Additive Metal Manufacturing. ASTM International, West Conshohocken, PA, p, Work in Progress.
2. (2015) *ISO/ASTM 52900*: Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies – General Principles – Terminology. ASTM book of Standards, West Conshohocken, PA: ASTM International, 1–9.
3. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. (2015) Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 81(**1**), 465–481.
4. Kristofer Ek. (2014) *Additive manufactured material*. Master of Science Thesis Stockholm, Sweden.
5. Brandl E. et al. (2010) Additive manufactured Ti–6Al–4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications. *Physics Procedia*, December, 595–606.
6. Marin E. et al. (2010) Characterization of cellular solids in Ti6Al4V for orthopedic implant applications: Trabecular titanium. *Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, **3**, Issue 5, July, 373–381.
7. Wahyudin P. Syam et al. (2012) Preliminary fabrication of thin-wall structure of Ti6Al4V for dental restoration by electron beam melting. *Rapid Prototyping Journal*, April, 230–240.
8. Petrovic V. et al. (2012) Additive Manufacturing solutions for improved medical implants. Biomedicine. *InTechOpen*, March, 147–180.
9. Yan Ma et al (2015). Effect of interpass temperature on in-situ alloying and additive manufacturing of titanium aluminides using gas tungsten arc welding. *Adv. Manufacturing*, **8**, October, 71–77.
10. Blanka A. Szost et al. (2016) A comparative study of additive manufacturing techniques: Residual stress and microstructural analysis of CLAD and WAAM printed Ti–6Al–4V components. *Materials and Design*, **89**, January, 559–567.
11. Baurfeld B. et al. (2010). Additive manufacturing of Ti–6Al–4V components by shaped metal deposition: Microstructure and mechanical properties. *Ibid*., **31**, June 2010, 106–111.
12. Edwards P. et al. (2013). Electron beam additive manufacturing of titanium components: properties and performance. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, **135**, Issue 6, December, 061016/1–061016/7.
13. Leonard F. et al. (2012) Assessment by X-ray CT of the effects of geometry and build direction on defects in titanium ALM parts. *Conference on Industrial Computed Tomography (ICT)*, 85–93.
14. Махненко О. В., Миленин А. С., Великоиваненко Е. А. и др. (2016) Моделирование температурных полей и напряженно-деформированного состояния малого трехмерного образца при его послойном формировании на оборудовании xBeam 3D Metal Printer. *Сб. докл. Восьмой межд. конф. Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах*. Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 87–95.
15. Махненко В. И. (1976) *Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций*. Киев, Наукова думка.
16. Махненко В. И. (2006) *Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций*. Киев, Наукова думка.
17. Великоиваненко Е. А., Миленин А. С., Попов А. В. и др. (2014) Методы и технологии параллельных вычислений для математического моделирования напряженно-деформированного состояния конструкций с учетом вязкого разрушения. *Проблемы управления и информатики*, **6**, 42–52.

РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОНСТРУКЦИИ КОРПУСА ТГА КОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ДЛЯ СПЕКТРА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ НАГРУЗОК

О. В. МАХНЕНКО, А. Ф. МУЖИЧЕНКО
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

При проектировании конструкции корпуса ТГА (теплогидравлического аккумулятора), имеющего космическое назначения и соответственно высокие требования по надежности при эксплуатации, возник вопрос по выбору технологии сварки: сварные соединения могут быть выполнены по технологии дуговой сварки с неполным проплавлением либо лучевыми методами с обеспечением полного проплавления. Конструкции корпуса ТГА представляет из себя сосуд давления из нержавеющей аустенитной стали с толщиной стенки от 3,5 мм и более, который содержит кольцевые сварные соединения цилиндрической части с днищами и ряд сварных соединений вварки патрубков в днища. В работе, учитывая особенности эксплуатации конструкции под действием циклических нагрузок, с помощью методов математического моделирования и современных подходов расчетной оценки прочности сварных соединений исследовано влияние различных процессов сварки на сопротивление усталости сварных соединений корпуса ТГА.

Методика расчета прочности сварных соединений при циклических нагрузках. Расчет прочности при циклических нагрузках (сопротивления усталости) сварных соединений конструкции корпуса ТГА выполнялся в соответствии с рекомендациями Международного Института Сварки (МИС) [1] по условию зарождения усталостного разрушения (макротрещины) в различных оценочных зонах конструкции (зонах сварных соединений) с учетом заданного спектра нагрузки при эксплуатации. Эти Рекомендации обобщают большой объем экспериментальных исследований для типовых сварных соединений, что позволило для каждого из них сформулировать методику по определению допускаемого размаха номинальных напряжений при регулярном нагружении в виде:

$$[\Delta\sigma] = \frac{FAT f_1(R) f_2(N) f_3(\partial) f_4(T)}{\gamma_M}; \qquad (1)$$

© О. В. МАХНЕНКО, А. Ф. МУЖИЧЕНКО, 2017

$$R = 1 - \frac{\Delta\sigma}{\sigma_{MAX}}; \qquad f_2(N) = \left(\frac{C}{N}\right)^{\frac{1}{m}};$$
$$f_3(\delta) = \left(\frac{25}{\delta}\right)^{0,3}; \qquad f_4(T) = \left(\frac{E_T}{E_{20^\circ C}}\right), \qquad (2)$$

где FAT — класс соединения по сопротивлению усталости или допустимый размах напряжений для данного соединения на базе $2\cdot10^6$ циклов регулярного нагружения (постоянные параметры цикла нагрузки) при $f_1 = f_2 = f_3 = f_4 = \gamma_M = 1{,}0$, γ_M — коэффициент безопасности [1]. Множитель $f_1(R)$ учитывает влияние асимметрии цикла нагружения, множитель $f_2(N)$ учитывает ограниченную усталость, *м*ножитель f_3 — поправка на толщину примыкающего элемента, в котором возникает усталостная трещина, f_3, множитель $f_4(T)$ учитывает повышенную рабочую температуру T эксплуатации соединения.

В случае учета спектра нагружения из 6 регулярных циклов, составленного в соответствии с данными разработчика конструкции, долговечность $N_{\text{спек}}$ по [1] определяется путем линейного суммирования поврежденностей (метод Пальмгрена–Майнера):

$$[\Delta\sigma] = \frac{FAT f_1(R) f_2(N) f_3(\partial) f_4(T)}{\gamma_M}, \qquad (3)$$

где D — суммарное повреждение; n_j — количество j-циклов с размахом $\Delta\sigma_j$; N_j — предельная долговечность при регулярном нагружении с размахом $\Delta\sigma_j$ для j элемента спектра.

В случае учета спектра нагружения из 6 регулярных циклов (табл. 1.3), составленного в соответствии с данными разработчика конструкции по циклическим нагрузкам (табл. 1.2), долговечность $N_{\text{спек}}$ по [1] определяется путем линейного суммирования поврежденностей (метод Пальмгрена–Майнера):

$$D = \sum_{j=1}^{J} \frac{n_j}{N_j} \le 0{,}5...1{,}0, \qquad (4)$$

где D — суммарное повреждение; n_j — количество j-циклов с размахом $\Delta\sigma_j$; N_j — предельная долго-

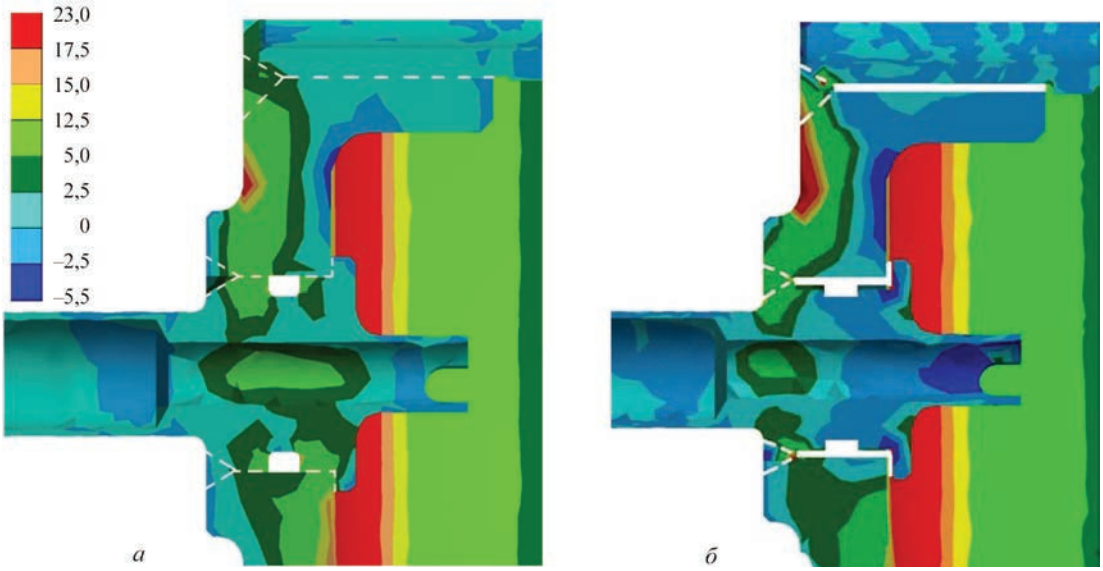


Рис. 1. Распределение радиальной компоненты напряжений (МПа) в зоне сварных соединений «фланец–трубка» и «штуцер–фланец» (поперечная относительно сварных соединений компонента напряжений). Модель корпуса ТГА с полным проплавлением (*а*) и с неполным (*б*)

вечность при регулярном нагружении с размахом $\Delta\sigma_j$ для j элемента спектра:

$$N_j = C_j \left(\frac{FAT}{\Delta\sigma_j \gamma_M} \right)^{m_j}. \quad (5)$$

Если суммарное количество циклов всех элементов спектра превышает 10^7 циклов, то необходимо использовать модифицированную диаграмму за счет экстраполяции за точкой перегиба большим наклоном кривых с показателем степени $m_2 = m_1 - 1$ (рис. 2).

Для спектра нагружения из 6 элементов (блоков) регулярных циклов суммарная поврежденность:

$$D = \sum_{j=1}^{J} \frac{n_j}{C_j \left(\frac{FAT}{\Delta\sigma_j \gamma_M} \right)^{m_j}} \le 0,5...1,0. \quad (6)$$

Если $n_j = v_j N_{\text{спек}}$, где v_j — доля j-го нагружения в общем нагружении на базе $N_{\text{спек}}$ циклов, то предельная долговечность для заданного спектра [2]:

$$\left[N_{\text{спек}} \right] = \frac{1}{\sum_{j=1}^{6} \frac{v_j}{C_j \left(\frac{FAT}{\Delta\sigma_j \gamma_M} \right)^{m_j}}}. \quad (7)$$

Результаты расчета нагруженности сварных соединений. Регулярное нагружение при эксплуатации корпуса ТГА циклическими нагрузками осуществляется за счет приложения внутреннего давления. Для определения размахов напряжений в зоне рассматриваемых сварных соединений применялись расчетные данные по напряженному состоянию корпуса ТГА, полученные с помощью решения методом конечных-элементов задачи нагружения корпуса внутренним давлением величи-

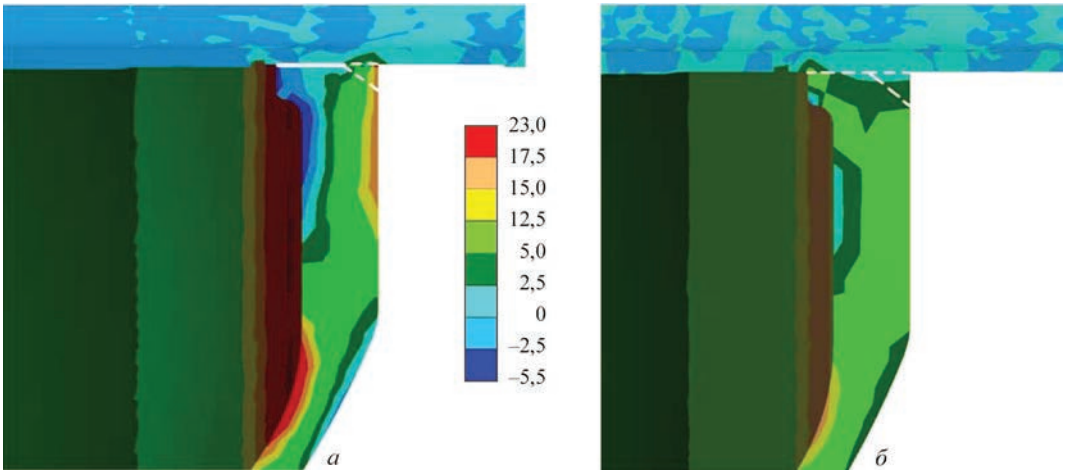


Рис. 2. Распределение радиальной компоненты напряжений (МПа) в зоне сварных соединений «трубка–задняя крышка» (поперечная относительно сварного соединения компонента напряжений). Модель корпуса ТГА с полным проплавлением (*а*) и с неполным проплавлением (*б*)

ной P = 10 бар = 1 МПа (единичной нагрузкой). Поскольку даже при максимальном испытательном давлении 68 бар возникающие напряжения не превышают предела текучести материала корпуса (стали 08Х18Н10Т), то задача решалась в упругой постановке (Модуль Юнга E = $2{,}05\cdot10^5$ МПа, Коэффициент Пуассона ν = 0,3).

Было создано две модели корпуса ТГА: 1) с полным (условно) проплавлением в зоне сварных соединений; 2) с неполным (проектным) проплавлением.

Модель с полным проплавлением сварных соединений. На рис. 1, *а* представлено распределение радиальной компоненты напряжений в цилиндрической относительно продольной оси корпуса системе координат в зоне сварных соединений «фланец–трубка» и «штуцер–фланец» от приложения единичной нагрузки в модели с полным проплавлением. Радиальная компонента действует поперек сварного соединения и способствует образованию трещин в корне шва, особенно в случае неполного проплавления когда имеется узкая полость между соединяемыми деталями, а также в зоне сплавления с основным материалом. Видно, что максимальная величина радиальных напряжений в зоне сварных соединений не превышает 12,5 МПа.

Близкое по максимальной величине распределение радиальной компоненты напряжений (поперечная относительно сварного соединения компонента напряжений) получено в зоне сварных соединений «трубка–задняя крышка» (рис. 2, *а*) в модели с полным проплавлением.

В зоне сварных соединений обечайки с передней и задней крышкой поперечная относительно сварного соединения компонента напряжений, а именно осевые напряжения, не превышают 20 МПа.

Полученные данные по максимальным напряжениям в зоне рассматриваемых сварных соединений при единичной нагрузке внутренним давлением использовались для определения размахов номинальных напряжений (табл. 1) при различных элементах спектра циклических нагрузок, действующих на корпус ТГА.

По описанной выше методике расчета прочности сварных соединений при циклических нагрузках определена суммарная поврежденность в зонах сварных соединений. Результаты расчета для кольцевых сварных соединений обечайки показали суммарную поврежденность на уровне ($1{,}2\cdot10^{-2}$) << 1. Для остальных сварных соединений (табл. 2) суммарная поврежденность составила ($2{,}93\cdot10^{-3}$) << 1.

Предельная долговечность сварных соединений для заданного спектра в модели конструкции

Таблица 1. Спектр циклических нагрузок в модели с полным проплавлением

№ элемента спектра	Количество циклов	Размах напряжений $\Delta\sigma_j$, МПа			
		Сварное соединение обечайки	Сварное соединение «фланец–трубка»	Сварное соединение «трубка–задняя крышка»	Сварное соединение «штуцер–фланец»
j = 1	2	116	72,5	72,5	72,5
j = 2	32	70	43,8	43,8	43,8
j = 3	200	18	11,3	11,3	11,3
j = 4	6570	6,8	4,3	4,3	4,3
j = 5	13356	31	19,3	19,3	19,3
j = 6	157680	1,2	0,75	0,75	0,75

корпуса ТГА с полным проплавлением составляет $[N_{спек}] = 1{,}48\cdot10^7$ циклов при фактическом количестве циклов спектра $N_{спек} = 1{,}78\cdot10^5$. Коэффициент запаса по долговечности высокий n = 83.

Модель с неполным проплавлением сварных соединений. Для в модели с неполным проплавлением на рис. 1, *б* представлено распределение радиальной компоненты напряжений в цилиндрической относительно продольной оси корпуса системе координат в зоне сварных соединений «фланец–трубка» и «штуцер–фланец» от приложения единичной нагрузки. Максимальная величина радиальных напряжений в зоне указанных сварных соединений (поперечная относительно сварного соединения компонента напряжений) не превышает 23 МПа. В зоне сварных соединений «трубка–задняя крышка» («трубка–заглушка») (рис. 2, *б*) радиальные напряжения не превышает 17,5 МПа. В зоне сварных соединений обечайки с передней и задней крышкой поперечная относительно сварного соединения осевая компонента напряжений не превышают 40 МПа.

Для модели с неполным проплавлением в табл. 3, 4 представлены соответствующие результаты расчета размахов номинальных напряжений при различных элементах спектра циклических

Таблица 2. Спектр циклических нагрузок в модели с неполным проплавлением

№ элемента спектра	Количество циклов	Размах напряжений $\Delta\sigma_j$, МПа			
		Сварное соединение обечайки	Сварное соединение «фланец–трубка»	Сварное соединение «трубка–задняя крышка»	Сварное соединение «штуцер–фланец»
j = 1	2	232	133,4	101,5	133,4
j = 2	32	140	80,5	61,3	80,5
j = 3	200	36	20,7	15,8	20,7
j = 4	6570	13,6	7,8	6,0	7,8
j = 5	13356	61,6	35,4	27,0	35,4
j = 6	157680	2,4	1,4	1,05	1,4

Таблица 3. Суммарная поврежденность в модели с полным проплавлением

№ элемента спектра	Количество циклов	Размах напряжений $\Delta\sigma_j$, МПа	Допустимое количество циклов [Ni]	Поврежденность *ni*/[Ni]
$j = 1$	2	72,5	$8{,}92\cdot10^4$	$2{,}24\cdot10^{-5}$
$j = 2$	32	43,8	$4{,}06\cdot10^5$	$7{,}88\cdot10^{-5}$
$j = 3$	200	11,3	$2{,}39\cdot10^7$	$8{,}37\cdot10^{-6}$
$j = 4$	6570	4,3	$4{,}43\cdot10^8$	$1{,}48\cdot10^{-5}$
$j = 5$	13356	19,3	$4{,}77\cdot10^6$	$2{,}80\cdot10^{-3}$
$j = 6$	157680	0,8	$8{,}06\cdot10^{10}$	$1{,}96\cdot10^{-6}$
Суммарная поврежденность				$2{,}93\cdot10^{-3}$
Предельная долговечность [$N_{спек}$], (циклов)				$6{,}07\cdot10^7$

Таблица 4. Суммарная поврежденность в модели с неполным проплавлением

№ элемента спектра	Количество циклов	Размах напряжений $\Delta\sigma_j$, МПа	Допустимое количество циклов [Ni]	Поврежденность *ni*/[Ni]
$j = 1$	2	133,4	$1{,}43\cdot10^4$	$1{,}40\cdot10^{-4}$
$j = 2$	32	80,5	$6{,}52\cdot10^4$	$4{,}91\cdot10^{-4}$
$j = 3$	200	20,7	$3{,}83\cdot10^6$	$5{,}22\cdot10^{-5}$
j=4	6570	7,8	$7{,}11\cdot10^7$	$9{,}24\cdot10^{-5}$
$j = 5$	13356	35,4	$7{,}65\cdot10^5$	$1{,}75\cdot10^{-2}$
$j = 6$	157680	1,4	$1{,}29\cdot10^{10}$	$1{,}22\cdot10^{-5}$
Суммарная поврежденность				$1{,}82\cdot10^{-2}$
Предельная долговечность [$N_{спек}$], (циклов)				$9{,}75\cdot10^6$

нагрузок и суммарная поврежденность в зоне сварных соединений. Для кольцевых сварных соединений обечайки суммарная поврежденность составляет ($9{,}59\cdot10^{-2}$) << 1, для сварных соединений «фланец–трубка» и «штуцер–фланец» — ($1{,}82\cdot10^2$) << 1, для сварного соединения «трубка–задняя крышка» — ($8{,}03\cdot10^{-3}$) << 1.

Предельная долговечность сварных соединений для заданного спектра в модели конструкции корпуса ТГА с неполным (проектным) проплавлением составляет [$N_{спек}$] = $1{,}85\cdot10^6$ циклов при фактическом количестве циклов спектра $N_{спек}$ = = $1{,}78\cdot10^5$. Коэффициент запаса по долговечности достаточно высокий — на уровне $n = 10$.

Выводы

1. Для модели с неполным проплавлением (дуговой процесс сварки) суммарная поврежденность для сварных соединений «фланец–трубка» и «штуцер–фланец» составляет (0,0182 << 1), для сварного соединения «трубка–задняя крышка» (0,008 << 1).

Предельная долговечность сварных соединений для заданного спектра циклических нагрузок составляет [$N_{спек}$] = $1{,}8510^6$ циклов при фактическом количестве циклов спектра $N_{спек}$ = $1{,}78\cdot10^5$. Коэффициент запаса по долговечности достаточно высокий — на уровне $n = 10$.

Таким образом, сварная конструкция корпуса ТГА даже с запроектированным неполным проплавлением сварных соединений является работоспособной при заданных циклических нагрузках, поскольку сварные соединения имеют достаточное сопротивление усталости с точки зрения образования макротрещин.

2. Учитывая высокую ответственность конструкции и повышенные требования к ее надежности, можно порекомендовать изменение конструкции, направленные на обеспечение полного проплавления сварных соединений (лучевые способы сварки) с целью повышения их прочности при циклических нагрузках и эффективности применения ультразвукового контроля для оценки качества сварки. Суммарная поврежденность для рассмотренных сварных соединений с полным проплавлением составляет ($2{,}93\cdot10^{-3}$ << 1). Предельная долговечность сварных соединений для заданного спектра циклических нагрузок составляет [$N_{спек}$] = $6{,}07\cdot10^7$ циклов. Коэффициент запаса по долговечности — более $n = 300$.

1. Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components. *IIW Doc XIII-1965к14-03/XV-1127к14-03*. Update 2006-07-10.
2. Махненко В. И. (2006) Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. Киев, Наукова думка.

ПРИНЦИПЫ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОМЫШЛЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ БЫСТРОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, В. А. МАТВЕЙЧУК, М. О. РУСЫНИК
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Инновационные технологии послойного производства изделий методом быстрого прототипирования открывают новые возможности для изготовления деталей заданной формы и структуры с заранее прогнозируемыми свойствами.

Процесс производства изделий таким методом с применением электронного луча относительно новый, но уже успешно показавший большие перспективы своего использования в промышленности для изготовления широкой номенклатуры как деталей и узлов летательных аппаратов, так и газотурбинных двигателей. В его основу положена операция послойного сплавления металлического порошка или присадочной проволоки в вакууме с помощью электронного луча. Этот подход отличает быстрый переход к изготовлению трехмерных изделий непосредственно от системы автоматизированного проектирования с возможностью использования широкого спектра металлов и сплавов, в том числе тугоплавких и химически активных. Все существующие на сегодняшний день промышленные разработки принадлежат зарубежным компаниям. Использование технологий и машин для прототипирования в нашей стране связано с их покупкой за рубежом с последующими значительными затратами на приобретение необходимых порошков, которые являются расходным и дорогостоящим компонентом этой технологии.

Целью настоящей работы является создание аддитивных технологий производства изделий заданной формы и структуры методами послойного электронно-лучевого сплавления металлов в вакууме с применением порошковых материалов (EBM — Electron Beam Melting) и присадочной проволоки (DM — Direct Manufacturing), изготавливаемых в Украине.

Для реализации цели поставлены основные задачи:

- провести исследование свойств и возможности применения металлических порошков и присадочных проволок для реализации аддитивного процесса изготовления и ремонта изделий авиакосмической промышленности, турбиностроения, машиностроения и медицины;
- разработать конструкторскую документацию на основные узлы 3D принтера для каждого из исследуемых аддитивных процессов и изготовить экспериментальное лабораторное оборудование;
- разработать программное обеспечение к нему для проведения исследований двух аддитивных процессов с использованием электронного луча (EBM и DM) [1];
- разработать аддитивные электронно-лучевые технологии EBM и DM и исследовать свойства многослойного наплавленного металла;
- создать промышленный макет оборудования в комплекте с программным обеспечением применительно к промышленности Украины.

Актуальность работы: разрабатываемые технологии и оборудование позволят производить металлические изделия методом быстрого прототипирования с использованием отечественного сырья.

Создаваемые технологии и оборудование изначально ориентированы на потребности отечественных предприятий. Для производства предполагается применять необходимое производителю недорогое отечественное сырье. Этот подход обеспечит возможность изготовления деталей и узлов методом быстрого прототипирования, исходя из нужд потребителя и в тесном контакте с ним. Разрабатываемые технологии позволят снизить сроки внедрения новых видов продукции, расширить ее ассортимент, а также создавать принципиально новые виды изделий с заранее прогнозируемыми свойствами, производство которых невозможно без применения методов 3D печати.

Поскольку установок отечественной разработки для 3-D печати не существует, будет создано уникальное для Украины оборудование и программное обеспечение к нему для реализации аддитивного электронно-лучевого производства, свободного от импортного сырья, ориентированного на внедрение на предприятиях авиакосмической промышленности и турбиностроения: ГП НПКГ «Зоря»-Машпроект», ЛРЗ «Мотор», АО «Мотор-Сич» и ГП КБ «Южное».

© В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, В. А. МАТВЕЙЧУК, М. О. РУСЫНИК, 2017

Технология послойного электронно-лучевого сплавления металлов в вакууме с применением порошковых материалов EBM (Electron Beam Melting). Технология электронно-лучевой наплавки EBM схожа с применяемой в промышленности селективной лазерной наплавкой — главное отличие заключается в использовании электронной пушки вместо лазера в качестве источника энергии для плавки. В основе технологии лежит использование пучка электронов высокой мощности для сплавления металлического порошка в вакуумной камере с образованием последовательных слоев, повторяющих контуры цифровой модели. В отличие от технологий лазерного спекания, электронно-лучевая наплавка позволяет увеличить производительность за счет высокой мощности пушек и электромагнитной, а не электромеханической, развертки электронного пучка.

Готовые изделия практически не отличаются от литых деталей по механическим свойствам. Устройство считывает данные из файла, содержащего трехмерную цифровую модель, и наносит последовательные слои порошкового материала. Контуры слоев модели вычерчиваются электронным пучком, плавящим порошок в местах соприкосновения. Плавка производится в вакуумных рабочих камерах, что позволяет работать с химически активными металлами, чувствительными к окислению — например, с титаном и его сплавами.

В сравнении с технологиями лазерного плавления, технология электронно-лучевой наплавки обладает более высокой скоростью построения за счет высокой мощности излучателей и электронного, а не электромеханического, отклонения пучков.

Электронно-лучевая наплавка проводится при повышенных температурах, достигающих порядка 700…1000 °С, что позволяет создавать детали с меньшими остаточными напряжениями, вызываемыми градиентом температур между уже охлажденными и еще горячими слоями. Кроме того, полная плавка расходного порошка позволяет производить монолитные изделия — отсюда максимальная прочность.

Для развития аддитивных технологий в Украине ГП «ГНИП Институт титана» совместно с НИЦ «Титан Запорожья» предлагают инновационную технологию производства порошков титана низкой себестоимости методом гидрирования-дегидрирования (HDH2) из титана губчатого или других титансодержащих материалов различного качества и фракционного состава [2]. Применение таких порошков для аддитивного производства представляется перспективным при наличии соответствующего оборудования для 3D печати.

Учитывая вышеизложенное, специалистами Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины начаты исследования в области разработки технологий и оборудования для аддитивного производства металлических изделий методом быстрого прототипирования с использованием сырья ГП «ГНИП Институт титана» и НИЦ «Титан Запорожья». Получены опытные образцы изделий заданной формы и разработан проект лабораторного оборудования для 3D печати на базе установки для электронно-лучевой сварки типа СВ-212. Блок-схема оборудования представлена на рис. 1.

Для формирования зоны плавления использован управляемый от компьютера генератор разверток. Пучок электронов отклоняется по осям *X* и *Y* и создает зону плавления заданной формы. Процесс наплавки выполняется по программе в соответствии с установленными технологическими режимами. Объектами управления являются ток пучка, ток фокусировки, отклонение пучка по осям *X* и *Y*.

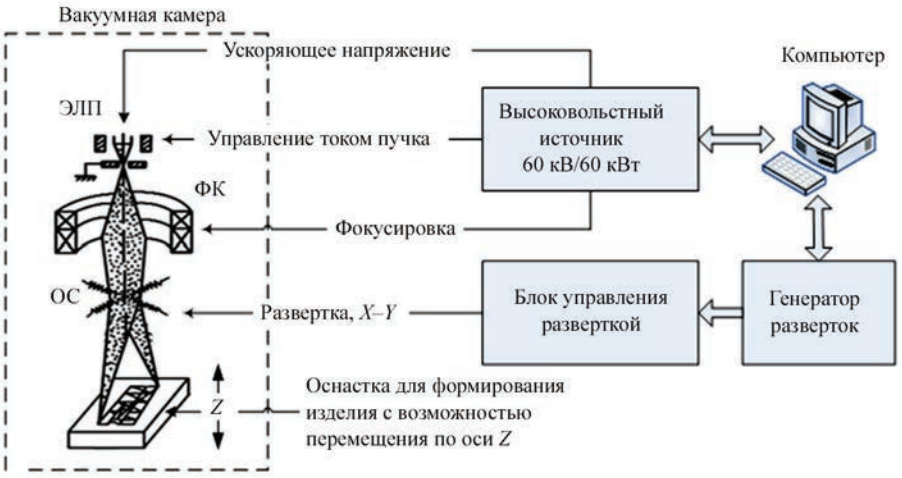


Рис. 1. Блок-схема оборудования для аддитивной электронно-лучевой наплавки, где ЭЛП — электронно-лучевая пушка; ФК — фокусирующая катушка ЭЛП; ОС — отклоняющая система ЭЛП

Технологические характеристики и химический состав порошковых материалов HDH2 титана ВТ1-0

Фракция, мкм	Плотность, г/см^3	Содержание примесей, мас. %					
		N	C	H	Fe	Si	O
100…160	1,7	≤0,05	≤0,1	0,012	≤0,3	≤0,15	≤0,15
63…100	1,8	≤0,05	≤0,1	0,012	≤0,3	≤0,15	≤0,15

Процесс электронно-лучевой наплавки происходит в вакуумной камере при величине вакуума менее $1{\cdot}10^{-4}$ Торр. Сфокусированный пучок электронов создает зону плавки и формирует изделие, перемещаясь по заданной траектории. Далее стол в оснастке опускается и наносится следующий слой порошка. Деталь «выращивается» послойно.

В качестве порошковых материалов применяли титановые HDH2 порошки, представляющие собой гранулы несферической формы титанового сплава ВТ1-0 с литой микроструктурой частиц.

Технологические характеристики и химический состав порошковых материалов HDH2 титана ВТ1-0 представлены в таблице.

По приведенной выше схеме получены образцы прямолинейной формы размерами 12×12×100 мм (рис. 2).

На фотографии видны верхний слой изделия (поз. 1), подложка (поз. 3) с промежуточными слоями наплавленного металла. На боковой поверхности присутствуют частицы нерасплавленного металлического порошка (поз. 2). Этот порошок в дальнейшем удаляется, а поверхность металла механически обрабатывается. После отработки режимов наплавки, учитывающих фракцию порошка, величину слоя и размер перекрытия слоев получены образцы для дальнейших исследований. На рис. 3 представлен образец после механической обработки.

В различных сечениях образца были проведены металлографические исследования микроструктуры наплавленного металла (порошок из титанового сплава ВТ1-0 наплавлен на основу из титанового сплава ВТ-20).

Структура наплавленного металла представляет собой характерную для литых титановых сплавов α-фазу, дефектов — пор и несплавлений в исследуемых образцах не обнаружено.

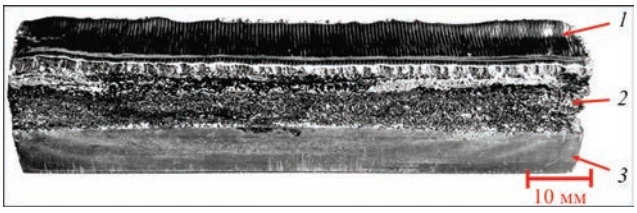


Рис. 2. Образец, изготовленный методом электронно-лучевой 3D-наплавки: *1* — верхний слой наплавленного металла; *2* — промежуточный слой металла с частицами нерасплавленного порошка по бокам образца; *3* — подложка из титана.

Разработанные элементы технологии послойного наращивания с использованием HDH2 порошков дают возможность изготовления деталей с плотной литой структурой металла без дефектов [3]. Полученные результаты дали основу для разработки проекта промышленного оборудования для аддитивного производства изделий с использованием порошковых материалов.

Оборудование создается на основе установки для электронно-лучевой сварки типа СВ-212М. Предусматривается модернизация вакуумной камеры, разработка систем управления приводами перемещения стола по вертикали и узла распределения порошка в камере, а также разработка соответствующего программного обеспечения для воспроизведения аддитивного производства.

Схема установки представлена на рис. 4.

Процесс электронно-лучевой наплавки происходит в вакуумной камере *1* при величине вакуума менее $1{\cdot}10^{-4}$ Торр. Металлический порошок насыпью подается на рабочий стол *4* из бункеров *3*. Рейка *5*, перемещаясь вдоль стола *4*, формирует на поверхности паллеты *7* слой порошка заданной толщины. В начальном положении паллета находится вверху шахты *6*. Сфокусированный пучок электронов, сформированный электронно-лучевой пушкой *2*, оплавляет поверхность порошка по заданной траектории. Таким образом, в соответствие с алгоритмом, формируются контуры изделия и его слой. Далее паллета *6* опускается на заданную величину и наносится следующий слой порошка. Процесс повторяется. Изделие *8* наращивается слой за сдоем. В конце производственного цикла деталь извлекается из вакуумной камеры, очищается от нерасплавленного порошка *9* и механически обрабатывается.

Технология послойного электронно-лучевого сплавления металлов в вакууме с применением порошковых материалов позволяет создавать плотные металлические изделия заданной формы с высокой геометрической точностью. Габаритные

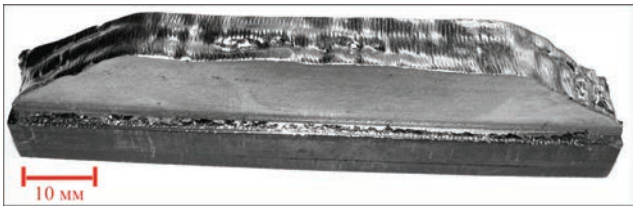


Рис. 3. Внешний вид образца после механической обработки

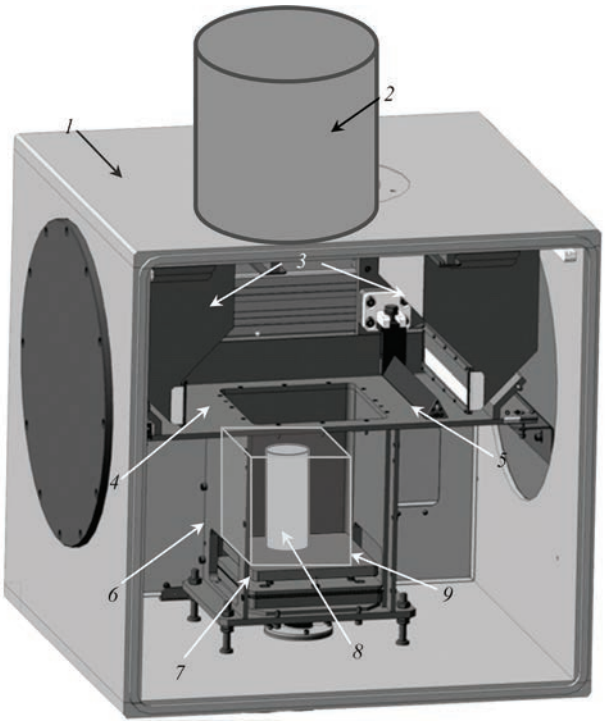


Рис. 4. Схема установки для аддитивного производства с применением металлических порошковых материалов: *1* — вакуумная камера; *2* — электронно-лучевая пушка; *3* — бункер; *4* — стол; *5* — рейка; *6* — шахта; *7* — паллета; *8* — изделие; *9* — порошок

размеры изделий составляют 250×250×250 мм в длину, ширину и высоту, а производительность электронно-лучевой наплавки по технологии EBM не превышает 0,3 кг металлического порошка в час.

Технология послойного электронно-лучевого сплавления металлов в вакууме с применением присадочной проволоки (DM — Direct Manufacturing). Вторым исследуемым процессом электронно-лучевого плавления металлов является процесс плавления металлической проволоки в вакууме с образованием последовательных слоев (DM). Для разогрева и плавления проволоки используется электронный пучок требуемой мощности.

Схема процесса DM приведена на рис. 5.

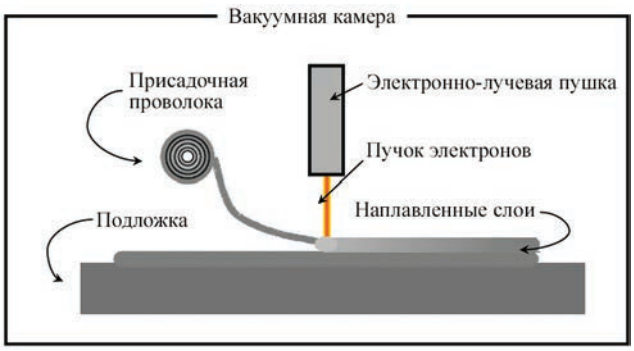


Рис. 5. Схема послойного электронно-лучевого плавления присадочной проволоки

Наплавка происходит в вакуумной камере. Присадочная проволока подается в зону воздействия пучка электронов, где нагревается и расплавляется. Электронно-лучевая пушка и/или подложка, на которой формируется изделие, перемещаются, формируя слой наплавленного металла. Изделие строится по цифровой модели. Данные CAD-программы преобразуются в код ЧПУ. Деталь формируется послойно — каждый последующий слой металла наплавляется на предыдущий, слой за слоем, пока изделие не достигнет заданной формы. После чего оно подвергается термической и механической обработке.

Производительность электронно-лучевой наплавки по технологии DM варьируется от 3 до 9 кг металла в час в зависимости от выбранного материала и характеристик изделия, что делает его самым быстрым процессом аддитивного производства [4].

Габариты изделий могут быть от миллиметров до нескольких метров и ограничиваются только размерами вакуумной камеры. Технология DM позволяет производить высококачественные крупногабаритные металлические конструкции длиной более 5 м.

Процесс электронно-лучевой наплавки проходит при величине вакуума менее $1 \cdot 10^{-4}$ Торр, что позволяет эффективно работать с химически активными металлами — титан, алюминий и их сплавы, металлами из жаропрочных и других сплавов, широко применяемых на предприятиях аэрокосмической отрасли и турбиностроения. Структура изделий, полученных по технологии DM, литая и бездефектная.

КПД установок для электронно-лучевой наплавки достигает 95 %, а количество отходов при механической обработке конечного изделия незначительное. Все это позволяет утверждать о высо-

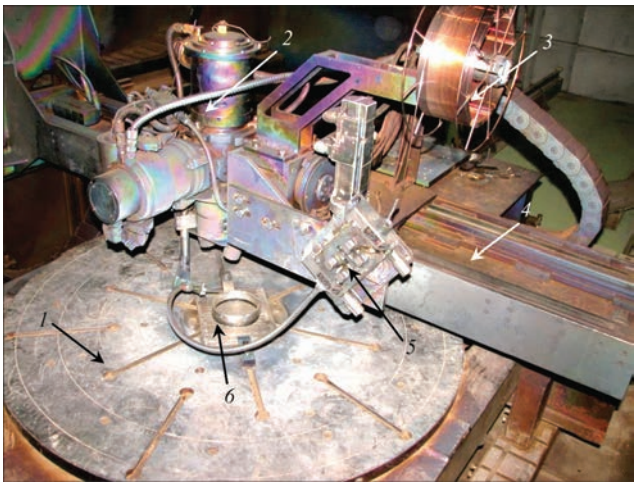


Рис. 6. Расположение оборудования для наплавки проволокой в вакуумной камере

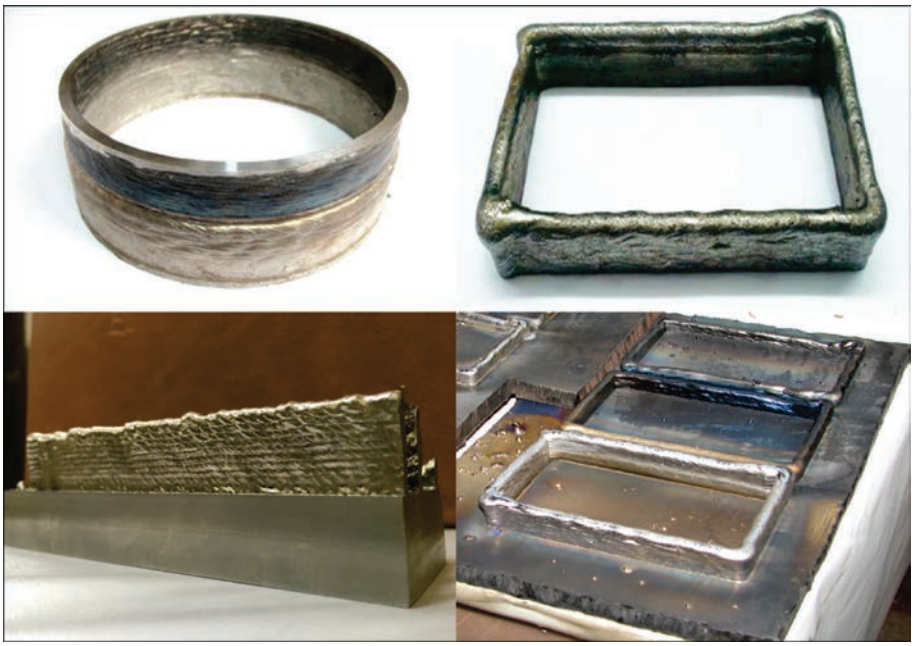


Рис. 7. Образцы, изготовленные по технологии DM

кой производительности и экологической чистоте аддитивного производства DM.

Изучалась возможность применения присадочных проволок из титанового сплава ВТ1-0, алюминиевого сплава ER 404, стальной сварочной проволоки Св-08Г2С и проволоки из нержавеющей стали ER-308.

На базе оборудования для электронно-лучевой сварки типа KL-209 создана лабораторная установка для реализации аддитивного процесса DM. В вакуумной камере установки (рис. 6) расположены: *2* — электронно-лучевая пушка (ЭЛП) типа ЭЛА-60, *4* — многокоординатный модуль перемещения ЭЛП, механизм подачи присадочной проволоки *5* с катушкой *3*, вращатель *1*. На вращателе находится изделие *6*, полученное по технологии DM.

На лабораторном оборудовании получено удовлетворительное формирование круглых и прямоугольных образцов, из которых есть возможность составлять сложные геометрические формы в виде комбинации тел вращения и прямоугольников. Толщина стенок образцов варьировалась от 6 до 10 мм при использовании четырех типов проволок (рис. 7).

Поперечные сечения всех наплавленных образцов формируются как литой металл без включений и пористости.

В результате проведенных работ показана возможность производить изделия заданной формы методами аддитивной электронно-лучевой наплавки с применением отечественного сырья, что позволило приступить к разработке и изготовлению опытной установки для реализации 3D технологий в промышленности.

1. Патон Б. Е., Назаренко О. К., Нестеренков В. М. и др. (2004) Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатным перемещением пушки и изделия. *Автоматическая сварка*, **5**, 3–7.
2. Жеманюк П. Д., Басов Ю. Ф., Овчинников А. В. и др. (2016) Применение титановых порошков нового поколения (HDH2) в аддитивных технологиях. *Авиационно-космическая техника и технологии*, 135(**8**), 139–144.
3. Нестеренков В. М., Матвейчук В. А., Русыник М. О., Овчинников А. В. (2017) Применение аддитивных электронно-лучевых технологий для изготовления деталей из порошков титана отечественного производства. *Автоматическая сварка,* **3**, 5–10.
4. Electron Beam Additive Manufacturing (EBAM). (2017) *http*://www.sciaky.com/additive-manufacturing/electron-beam-additive-manufacturing-technology.

ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫЙ РЕМОНТ ЭЛЕМЕНТОВ И УЗЛОВ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

В. М. НЕСТЕРЕНКОВ[1], Ю. В. ОРСА[1], К. С. ХРИПКО[1], Ю. В. ГУСЕВ[2]
[1]Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина
[2]ГП «ЛРЗ «Мотор», Луцк, Волынская обл., Украина

Восстановление газотурбинных двигателей является весьма актуальной и одновременно сложной задачей, решение которой обеспечивает значительную экономию средств. В работе отражены результаты разработки эффективного и надежного способа ремонта лопаток газотурбинных двигателей с использованием электронно-лучевой сварки. Отработана технология ремонта трех типов дефектов пера лопатки с использованием «вварышей». Показано, что электронно-лучевая сварка идеально подходит для решения задачи замены отдельных элементов неразъемно собранных узлов газотурбинных двигателей.

Целесообразность восстановительного ремонта дорогостоящих частей газотурбинных двигателей (ГТД) не вызывает сомнения [1].

Например, при эксплуатации авиационных ГТД одной из основных причин их досрочной замены является повреждение титановых лопаток вентилятора и компрессора в результате попадания в двигатель посторонних предметов. Обычно эксплуатация двигателя допускается при незначительных дефектах входной и выходной кромок пера лопатки без надрывов. Часть аналогичных (т. е. без надрывов), но немного больших, дефектов допускается ремонтировать непосредственно на двигателе. Так, например, зачищают приподнятости материала у забоин, погнутости лопаток устраняют правкой. Затем исправленные места полируют. Иногда допускается устранение забоин за счет плавного скругления кромки радиусом до 10…12 мм. Напротив, исправление местных повреждений лопаток, превышающих допустимые нормы, уже требует демонтажа поврежденной лопатки и ремонта в производственных условиях. Обычно такой ремонт заключается в механическом удалении дефектной области до границ заведомо неповрежденного металла лопатки с последующим прикреплением (сварка, пайка) вместо нее вкладыша из того же металла соответствующего размера и с технологическим припуском по толщине для получения последующей механической обработкой нужного профиля ремонтного участка лопатки [2–4].

Вообще решение о допустимости ремонта каждого конкретного дефекта лопатки принимает аккредитованная ремонтная организация, исходя из следующих аспектов: принадлежность лопатки к компрессору низкого давления (КНД) или же к компрессору высокого давления (КВД), тип лопатки (т. е. рабочая или направляющая), номер ступени компрессора, входная это кромка пера или выходная, и наконец — оценивая непосредственно размеры самих дефектов, их количество и расположение относительно мест максимальных эксплуатационных напряжений (в том числе резонансных).

Наша же задача заключалась исключительно в разработке эффективного и надежного способа, принципиально позволяющего такой ремонт с использованием электронно-лучевой сварки (ЭЛС) в отечественных производственных условиях. В качестве объектов для отработки технологических приемов ремонта были выбраны точечные и протяженные дефекты входной кромки пера титановых лопаток различного размера, а именно: вентиляторных лопаток и лопаток КНД ГТД.

Была разработана следующая схема сварного соединения ремонтного «вварыша» и пера лопатки, принципиально независящая от того, точечный это или протяженный дефект (рис. 1).

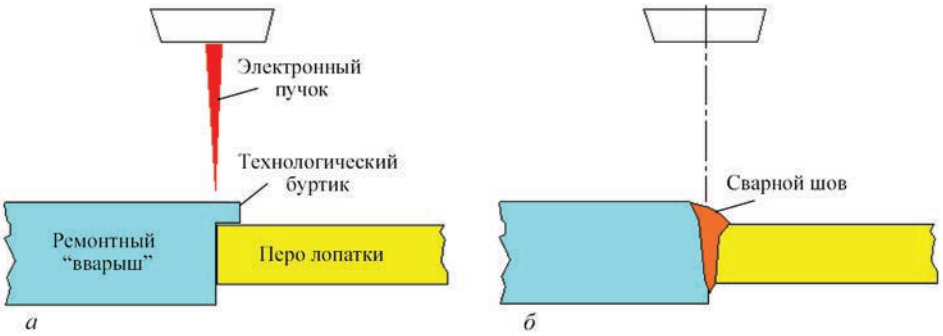


Рис. 1. Схема ремонтного ЭЛС-соединения «вварыша» и пера лопатки: *а* — до сварки; *б* — после

© В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, Ю. В. ОРСА, К. С. ХРИПКО, Ю. В. ГУСЕВ, 2017

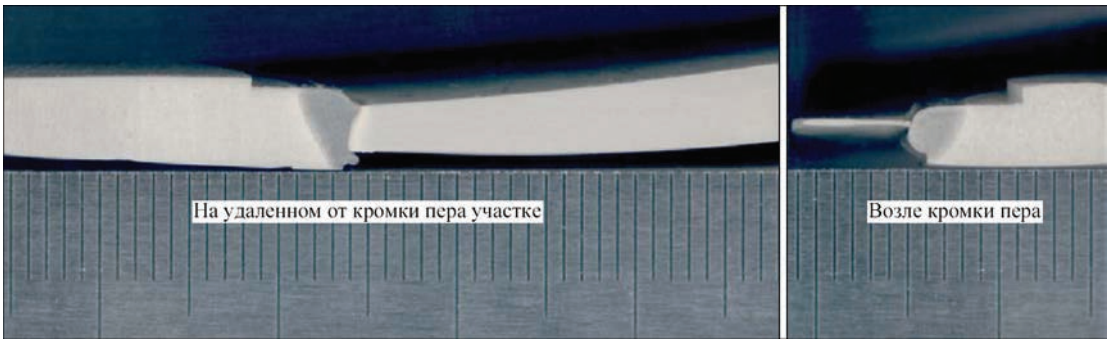


Рис. 2. Макрошлифы ремонтного ЭЛС-соединения «вварыша» и пера лопатки

Во всех случаях соединение выполняется однопроходной ЭЛС, а плавный (без подрезов) переход от поверхности «вварыша» к основному металлу обеспечивается как за счет умеренной концентрации электронного пучка, так и за счет достаточного количества дополнительного металла — благодаря примененной конструкции сварного соединения с «нависающим буртиком». Причем такой плавный переход достигается как на участках достаточно большой толщины пера, так и в самых тонких местах, прилегающих к кромке (рис. 2).

Отработана технология ремонта трех типов дефектов пера лопатки: точечного повреждения угла лопатки, точечного повреждения кромки основной части пера лопатки, а также протяженных локальных дефектов кромки, начинающихся от угла лопатки.

Ремонт обоих типов точечных дефектов осуществляется с использованием цилиндрических «вварышей» (рис. 3 и 4), нескольких типоразмеров диаметров в зависимости от размеров дефекта кромки пера.

Подобная конструкция выгодна тем, что при совпадении диаметров вырезанного в лопатке «окна» и «вварыша» сама обеспечивает фиксацию и плотный контакт стыкуемых деталей в радиальном направлении. Поэтому достаточно простому сборочно-сварочному приспособлению (рис. 3, *в*) остается лишь обеспечивать прижим кромки вырезанного «окна» к вышеупомянутому «нависающему буртику», а также удерживание всей сборки в пространстве во время выполнения электронно-лучевого прохода вдоль дуги соответствующей окружности.

Работы проведены вначале на образцах, имитирующих реальные изделия. Затем результаты успешно опробованы на опытных партиях дефектных лопаток, предоставленных ГП «Ивченко-Прогресс» (рис. 4, *б*).

Для протяженных дефектов различных участков кромки пера лопатки используются соответственно протяженные «вварыши», форма которых может видоизменяться в зависимости от ширины и формы поврежденной зоны кромки пера лопатки. В частности, это может быть как узкая полоса, заменяющая только поврежденную часть кромки пера (рис. 5, *а*), так и «вварыш», ширина которого сильно расширяется к углу — для случая сильного повреждения не только самой кромки, но и угла (рис. 5, *б*).

Соответственно, для равномерного прижатия таких «вварышей» по всей длине криволинейного стыка с пером используются уже другие, более сложные, сборочно-сварочные приспособления (рис. 6).

Разработанная ремонтная технология опробована на кромках пера лопаток различных трактов

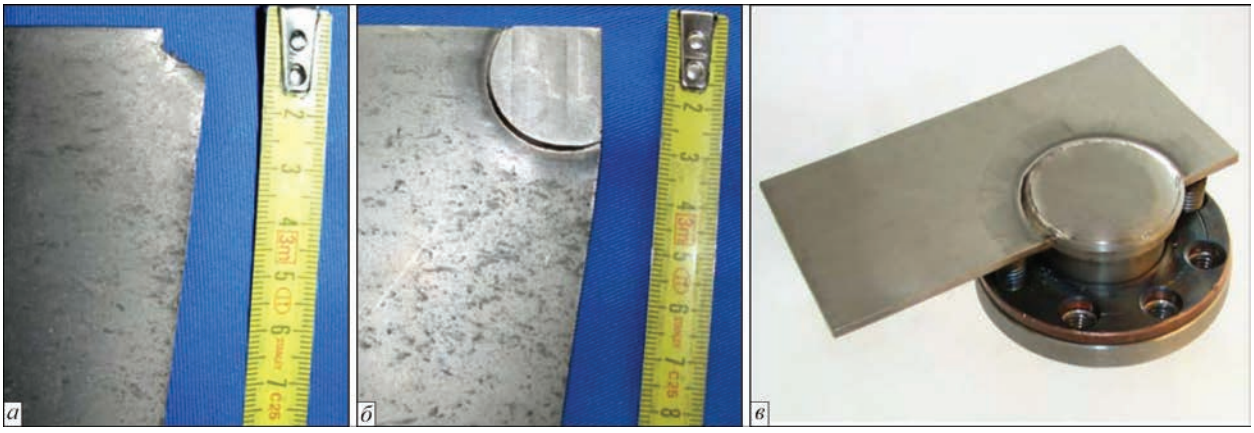


Рис. 3. Ремонт точечных дефектов угла пера лопатки с применением цилиндрических ремонтных «вварышей»: *а* — поврежденный угол лопатки до ремонта; *б* — отремонтированный угол (края «вварыша» обрезаны после ЭЛС); *в* — сборочно-сварочная оснастка для ЭЛС цилиндрических «вварышей» (имитатор лопатки)

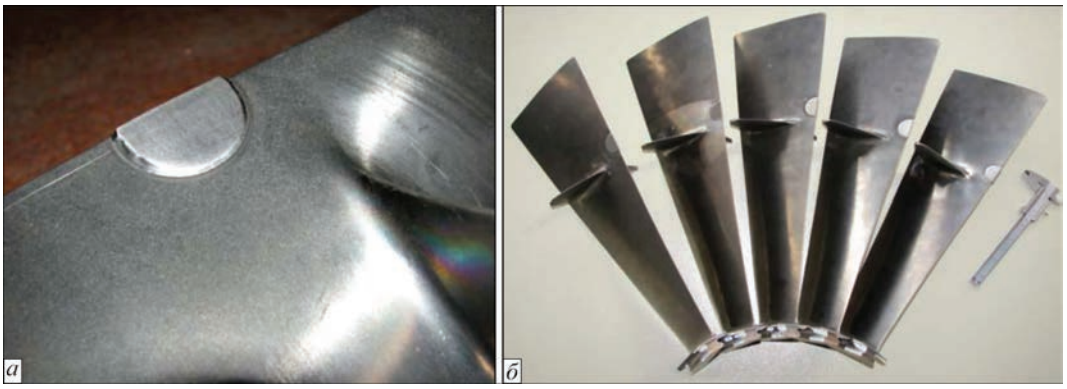


Рис. 4. Ремонт точечных дефектов основной части кромки пера лопатки с применением цилиндрических ремонтных «вварышей»: *а* — цилиндрический ремонтный «вварыш» на кромке пера (его край обрезан при первичной механической обработке после ЭЛС); *б* — опытная партия лопаток КНД ГТД с цилиндрическими «вварышами» на кромке пера (до финишной механической обработки)

и, соответственно, типоразмеров при ремонте дефектов различного размера и формы (рис. 7).

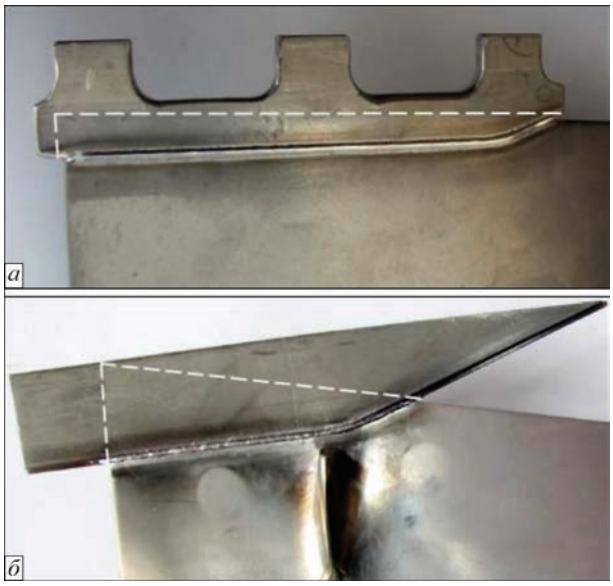


Рис. 5. Ремонт протяженных дефектов кромки пера лопатки: восстановление узкой зоны, граничной с кромкой пера (*а*); восстановление более широкой зоны с сильно поврежденным углом пера (*б*)

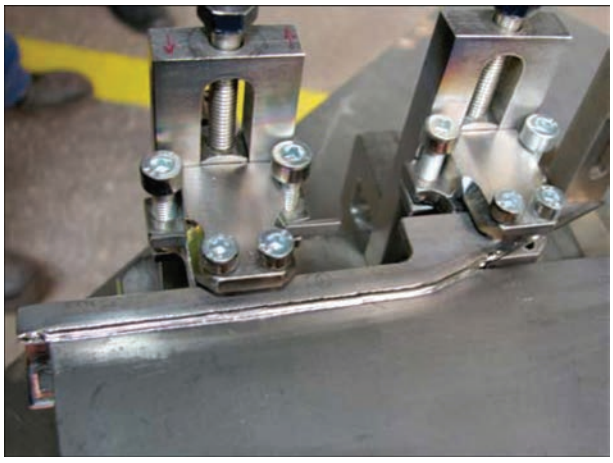


Рис. 6. Электронно-лучевое соединение пера лопатки с протяженным ремонтным «вварышем» в сборочно-сварочной оснастке

Кроме ремонта локальных дефектов лопаток, не менее важной задачей является замена отдельных элементов неразъемно собранных узлов газотурбинного двигателя. В частности, подобная задача поставлена Луцким ремонтным заводом «Мотор».

Направляющие аппараты 3...8 ступеней статора компрессора высокого давления газотурбинного двигателя состоят из полуколец с набором впаянных в них консольных лопаток (рис. 8). Лопатки 3...6 ступеней изготовлены из сплава ЭП-866 (15Х16К5Н2МФАБ-ш), а лопатки 7, 8 ступеней – из сплава ЭП-718-ИД (ХН45МВТЮБР-ИД); рабочая температура узлов составляет 300...500 °С.

При эксплуатации таких двигателей также имеют место случаи появления забоин и трещин на лопатках, а также их отрыва по причине локального непропая их со стенкой полукольца.

Согласно «Руководству по капитальному ремонту двигателей» допускается замена дефектных лопаток. При этом дефектную лопатку удаляют фрезерованием из полукольца до самой его стенки, включая

Рис. 7. Примеры реализации разработанной ремонтной технологии для различных типоразмеров лопаток (большие — вентиляторного тракта, меньшие — КНД), а также формы и протяженности дефектов кромки пера

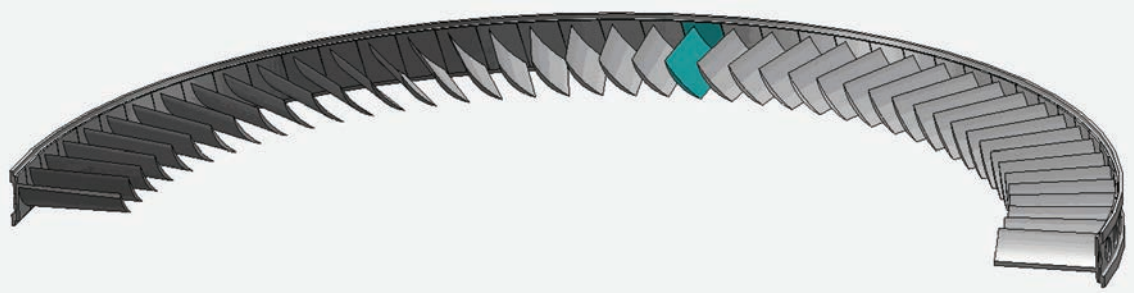


Рис. 8. Схема полукольца направляющего аппарата статора с набором впаянных в него консольных лопаток

и весь удерживающий ранее лопатку припой, а на ее место подбирают неповрежденную лопатку-донор (рис. 9). Иными словами в полукольце делается полностью очищенная площадка для установки лопатки-донора. Очевидно, что повторить исходный процесс пайки невозможно, не затронув соседние, еще годные лопатки. Поэтому необходим способ крепления с локальным и концентрированным температурным воздействием на весь собранный узел. Существующая ранее технология фиксации лопатки-донора предполагала использование аргонодуговой сварки с последующей зачисткой усиления шва для восстановления геометрии торца полукольца направляющего аппарата. Недостатками такой технологии являлись значительное искажение формы изделия, а также малая глубина провара и, вследствие этого, недостаточная площадь зоны соединения, остающаяся после обработки усиления шва, а значит и высокая вероятность отрыва замененной лопатки при эксплуатации двигателя.

Способ ЭЛС идеально подходит в данном случае, позволяя получить надежное сварное соединение достаточной глубины при сравнительно небольшом тепловложении в свариваемое изделие.

Была разработана следующая схема сварного соединения лопатки-донора и стенки полукольца направляющего аппарата (рис. 10). Соединение лопатки со стенкой выполняется двусторонней ЭЛС с промежуточным переворотом изделия на 180°. Конструктивной прочности двух подобных швов вполне достаточно для надежного крепления лопатки, не уступающего соседним паянным.

Учитывая то, что это статорная (т.е. неподвижная) часть двигателя, чрезмерно высоких требований к геометрической точности установки лопатки-донора не требуется. Поэтому и не требуется особо сложная сборочно-сварочная оснастка, что обычно является самой затратной частью при использовании ЭЛС. Разработанная лабораторная оснастка (рис. 11) обеспечила достаточно точную регулировку пространственной ориентации лопат-

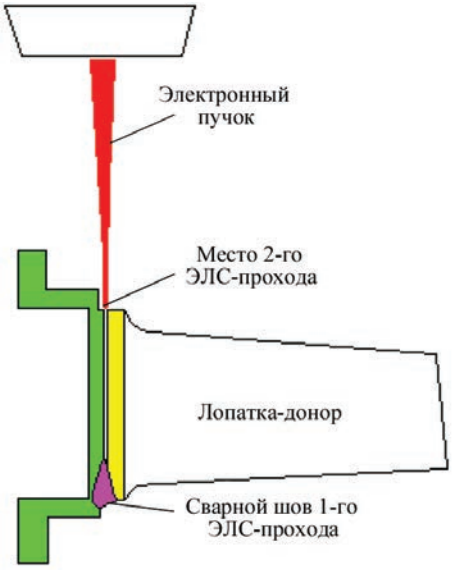


Рис. 10. Схема двухсторонней ЭЛС лопатки-донора со стенкой полукольца направляющего аппарата

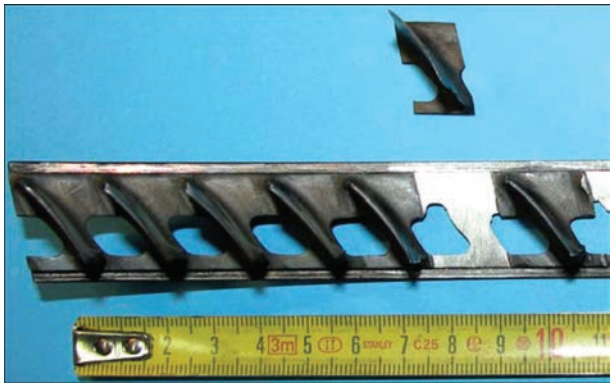


Рис. 9. Полукольцо с подготовленной площадкой для установки консольной лопатки-донора

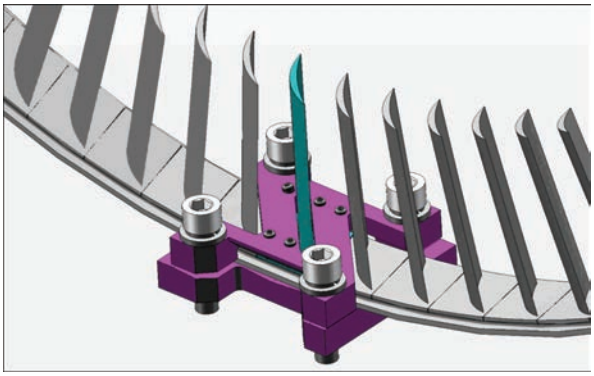


Рис. 11. Модель сборочно-сварочного приспособления для ЭЛС консольной лопатки-донора с полукольцом направляющего аппарата

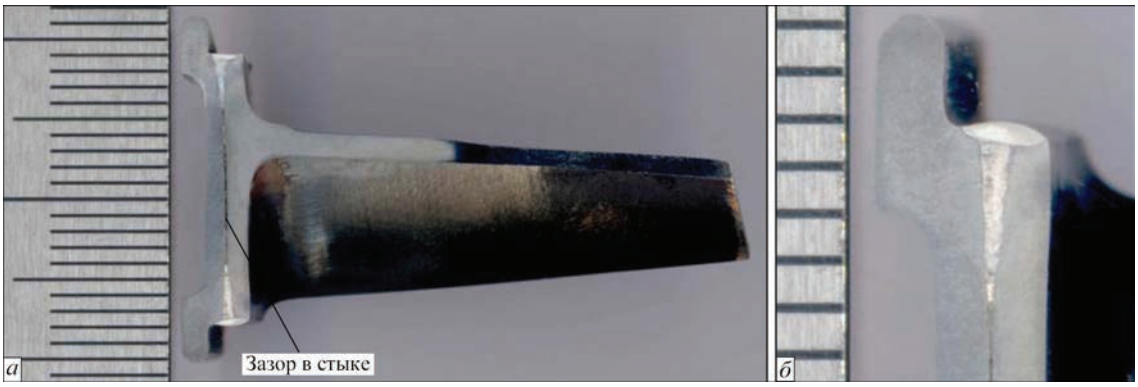


Рис. 12. Макрошлиф поперечного сечения ЭЛ-соединения лопатки с полукольцом направляющего аппарата, полученного при зазоре в стыке до 0,1 мм (*а*) и область сечения, содержащая сам сварной шов (*б*)

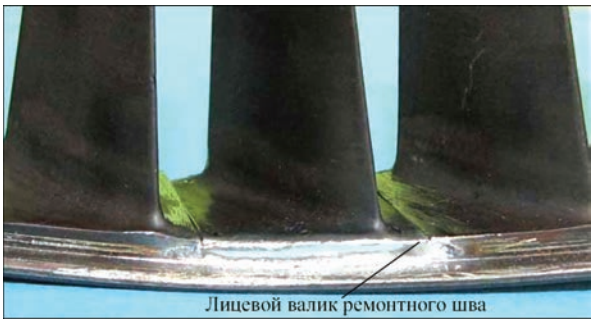


Рис. 13. Вид ремонтного соединения с торца полукольца направляющего аппарата

ки-донора и ее надежную фиксацию при последующей сварке. Позднее разработана и передана Заказчику конструкторская документация на промышленный вариант подобной оснастки для ремонта полуколец направляющего аппарата на имеющейся у него установке для ЭЛС типа КЛ-188.

Главной технологической проблемой, связанной, в частности, с особенностями самого способа ЭЛС, были возможные зазоры в стыке между стенкой полукольца и основанием лопатки-донора, получающиеся в результате сложности локального механического удаления поврежденной лопатки и формирования площадки под лопатку-донора. Такие зазоры весьма критичны, поскольку сама толщина стенки, к которой приваривается лопатка, составляет в некоторых местах всего 0,5 мм.

В результате экспериментов, проведенных на образцах-имитаторах, был найден оптимальный компромисс между энергетическими параметрами электронного пучка и возможностью формирования достаточно глубокого шва в тонкостенном соединении при наличии зазора в стыке. При этом для улучшения формирования шва и уменьшения общего тепловложения применен импульсный режим ЭЛС, что позволило получать качественное соединение деталей при локальных зазорах в стыке до 0,1 мм. Затем подобранные режимы ЭЛС были скорректированы уже на реальных соединениях лопаток с полукольцом направляющего аппарата (рис. 12 и 13).

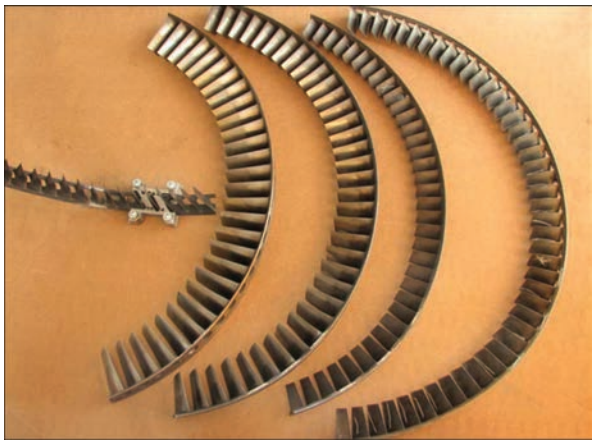


Рис. 14. Отремонтированные полукольца направляющих аппаратов различных ступеней статора КВД

Технология успешно опробована при ремонте партии реальных полуколец направляющих аппаратов различных ступеней статора КВД — вначале в лабораторных условиях в ИЭС (рис. 14), а позднее на Луцком ремонтном заводе «Мотор».

1. Безъязычный В. Ф., Стрижов А. Н. (2010) Повышение эффективности ремонта газотурбинных двигателей на основе его локализации. *Справочник. Инженерный журнал с приложением*, **8**, 52–56.
2. Елисеев Ю. С., Крымов В. В., Малиновский К. А., Попов В. Г. (2002) *Технология эксплуатации, диагностики и ремонта газотурбинных двигателей*. Москва, Высшая школа.
3. Крымов В. В., Елисеев Ю. С., Зудин К. И. (2002) *Производство лопаток газотурбинных двигателей*. Москва, Машиностроение.
4. Мошкин Ю. Б., Елисеев Ю. С., Поклад В. А., Гейкин В. А., Редчин В. В. (2002) *Способ восстановления лопаток турбомашин*. РФ, Пат. 2185945, МПК8 B23P6/00.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКИ ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

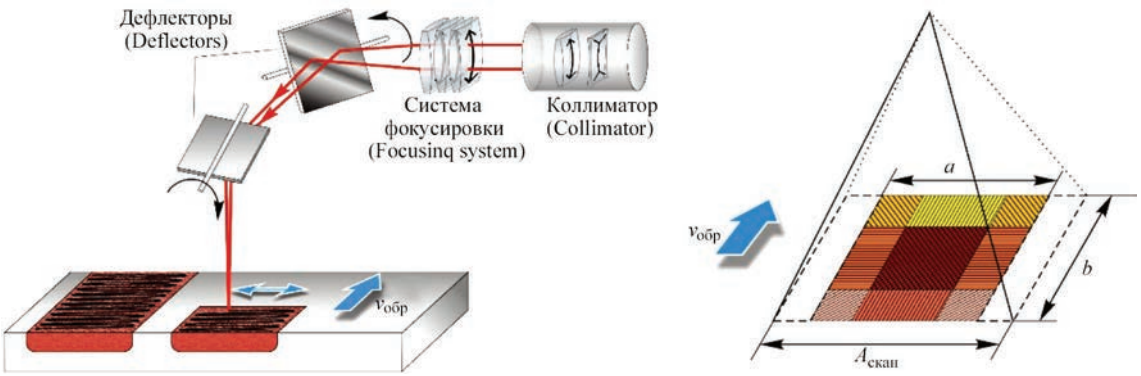
О. Г. ДЕВОЙНО, М. А. КАРДАПОЛОВА, А. М. АВСИЕВИЧ, И. В. ШВЕЦ
Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь

Работа посвящена исследованию возможности эффективного использования лазерной сканирующей обработки для увеличения прочности зубчатых колес. Предложена методика определения необходимой глубины упрочнения в зависимости от нагруженности зубчатого зацепления, что позволит оптимизировать режимы лазерной закалки. Установлена возможность упрочнения и модифицирования поверхностей широкой номенклатуры материалов, позволяющая заменять дорогостоящие, сложнолегированные материалы, используемые часто с целью обеспечения необходимой износостойкости поверхностей, на более простые, дешевые и доступные с приданием им нужных эксплуатационных характеристик.

Обеспечение высокого уровня физико-механических свойств зубчатых передач — наиболее распространенных типовых элементов машин и механизмов, во многом определяет качество работы всей машины. Для изготовления колес зубчатых передач используется широкая номенклатура сталей. Для обеспечения необходимых физико-механических свойств колес применяют различные виды термической обработки. Выбор материала зубчатых колес и способа термообработки зависит от условий эксплуатации и требований к габаритам передачи [1–3].

Традиционные виды термической обработки являются весьма энергоемкими и длительными процессами, требующими наличия дорогостоящего оборудования. Им сопутствует существенное коробление упрочняемых деталей. При этом не всегда может быть обеспечен требуемый комплекс физико-механических свойств, что связано с ограниченными возможностями управления структурой материалов и с тем, что увеличение твердости поверхности после закалки приводит одновременно к уменьшению вязкости материала и пониженной сопротивляемости ударным нагрузкам. Сохранение вязкой сердцевины зубьев колес при твердости поверхности до 62 *HRC* позволяют обеспечить одновременно высоки контактную усталость и выносливость на изгиб. Решение комплекса указанных проблем является актуальной задачей и может быть достигнуто использованием современных высокоскоростных методов обработки концентрированными потоками энергии, наиболее перспективным из которых является лазерная обработка. Анализ показал, что большинство исследователей отметили эффективность лазерной закалки для упрочнения зубчатых колес. Однако методики определения режимов лазерной обработки для обеспечения требуемой глубины упрочненного слоя в зависимости от нагружения, а также рекомендаций по выбору материала не представлены.

Современный уровень развития лазерной техники позволяет добиться повышения долговечности зубчатых колес при снижении себестоимости упрочнения. Это достигается за счет исключения сопутствующего традиционным методам термообработки существенного коробления упрочняемых деталей, возможности улучшения структуры материала за счет сохранения вязкости сердцевины и сопротивляемости ударным нагрузкам, применению низколегированных сталей и сокращению времени обработки. Использование сканирующих устройств позволяет обеспечить однородность зоны упрочнения, осуществляя развертку лазерного луча в зависимости от формы облучаемого участка, и добиться равномерного распределения мощности лазерного излучения на поверхности де-



Оптическая сканирующая система и пятно лазерного сканирования

© О.Г. ДЕВОЙНО, М.А. КАРДАПОЛОВА, А.М. АВСИЕВИЧ, И.В. ШВЕЦ, 2017

тали, выбирая оптимальные параметры развертки (законы движения луча и частоты осцилляции) [5].

Наилучшими качествами будет обладать траектория развертки, в которой осуществляется:

- равномерное сканирование упрочняемой зоны;
- одинаковая скорость сканирования всех участков этой зоны;
- отсутствие пересечения ветвей траектории сканирования.

В зависимости от формы сканируемой зоны выбираются и траектории сканирования. При круглой зоне одним из слагающих движений сканирующего пучка обязательно является вращательное движение. Вторым движением могут быть различные виды колебательного движения (гармоническое и негармоническое), а также вращательное движение.

При сканировании поля прямоугольной формы обязательными слагающими движениям перемещения сканирующего луча являются два прямолинейных перемещения, направленных вдоль сторон сканируемой прямоугольной зоны. Скорости этих перемещений могут быть как постоянными, так и изменяться по любому гармоническому и негармоническому закону в любых сочетаниях.

Колебательные перемещения сканирующего поля в двух взаимно перпендикулярных направлениях позволяют осуществить построчную траекторию сканирования. В данном случае в процессе развертки сканирующее поле перемещается в горизонтальном направлении и одновременно смещается вниз в зависимости от скорости перемещения детали или источника лазерного луча. Пройдя одну строку, сканируемый луч быстро возвращается обратно, после чего вновь начинает перемещаться, но уже вдоль другой строки.

Лазерная закалка боковых поверхностей зубчатых колес с использованием сканирующего излучения позволяет обеспечить оптимальный энерговклад в каждый элемент поверхности и, соответственно, оптимальное распределение свойств согласно распределению факторов износа по рабочей поверхности зубьев. Следует обратить внимание на наиболее нагруженные локальные зоны [6], подвергающиеся наибольшему износу, провоцирующему образование трещин. Возможности лазера позволяют дополнительно обработать данные зоны. Также может быть сформировано управляемое распределение твердости за счет варьирования режимами обработки для конкретных передач с определенной геометрией и условиями работы. Для нереверсивных передач может быть выполнена закалка только одной рабочей боковой поверхности.

Технологический процесс лазерного термоупрочнения определяется следующими входными параметрами — мощностью излучения, диаметром пятна фокусирования, временем облучения или скоростью обработки, т.е. скоростью перемещения пятна по детали, распределением мощности по облучаемой поверхности (в пятне), и характеристиками в зоне лазерного воздействия на металл — температурой нагрева, скоростью нагрева, временем нагрева, скоростью охлаждения, термическим циклом [4].

Термический цикл, при лазерном упрочнении по выше перечисленным характеристикам, самый быстрый по сравнению с термическими циклами всех остальных существующих методов закалки и составляет 0,3…0,5 с. Эти условия обеспечивают высокие скорости нагрева и охлаждения обрабатываемых поверхностных участков, в результате чего достигаются высокая твердость поверхности, высокая дисперсность и однородность структуры, уменьшение коэффициента трения, увеличение несущей способности поверхностных слоев и другие параметры.

Однако очевидным является факт, что для каждого материала колеса существуют свои максимальные пороговые значения твердости и глубины упрочненного слоя. Поэтому для обеспечения эффективности лазерной закалки зубчатых колес на первый план выходит необходимость предварительного расчета требуемой твердости и толщины упрочненного слоя для конкретных условий работы передачи. По результатам этих расчетов далее производится выбор эффективного материала зубчатых колес и режимов лазерной закалки на конкретном оборудовании.

Максимальная глубина упрочнения и максимальные значения твердости упрочненного слоя варьируются для разных сталей и получаются при различных режимах обработки (в большинстве исследований варьируемым параметром являлась скорость перемещения лазерного луча). Это свидетельствует о необходимости оптимизации режимов упрочнения при разработке технологии для конкретных условий нагружения упрочняемой пары зубчатых колес. Для высокой долговечности по контактным напряжениям необходимо максимально увеличивать твердость рабочей поверхности зубьев. Для повышения прочности на изгиб важно также иметь вязкую сердцевину зуба. Разделяют долговечность по изгибным и по контактным напряжениям. Расчет зубчатых передач на прочность и выносливость производится согласно ГОСТ 21354–87 и выполняется с помощью компьютерной программы «GNS».

В качестве исходных данных для определения долговечности зубчатых передач выступают: марка

стали, режим нагружения, расчетный момент, частота вращения, твердость активной поверхности зубьев *HRC*, способ термообработки, способ получения заготовки, тип переходной поверхности зуба, упрочнение переходной поверхности зуба.

Из данного перечня к варьируемым за счет технологических параметров физико-механическим свойствам относится только твердость активной поверхности зуба.

Расчет колес на глубинную контактную прочность при залегании опасной зоны в упрочненном слое или на границе слоя позволяет определить вариант упрочнения, когда глубину закалки можно минимизировать и обеспечить при этом эффективную и долговечную работу зацепления. Если опасная зона находится в закаленном слое, то необходимую глубину упрочнения можно найти, используя выражение, полученное из расчетов на допускаемое глубинное контактное напряжение:

$$h_t \geq h_{teff}\sqrt{\frac{\sigma_i\, S_H\left(H_o - H_K\right)}{H_K\left(3{,}6H_o - \sigma_H S\right)}}.$$

Эффективная твердость упрочненного слоя для случая лазерного упрочнения [7]:

$$H_{eff} = \frac{H_o}{\left(\frac{H_o}{H_K} - 1\right)\left(\frac{h_{teff}}{h_t}\right)^2 + 1},$$

где h_{teff} — эффективная толщина упрочненного слоя (мм)

$$h_{teff} = h_H + 0.2,$$

h_H — глубина расположения зоны наибольших глубинных касательных напряжений

$$h_H = 1.52\sqrt{\frac{\omega_{Ht}}{E}\rho_V},$$

ρ_V — приведенный радиус кривизны профиля

$$\rho_V = \frac{0.17 d_1 u}{(u+1)\cos^2\beta},$$

d_1 — делительный диаметр шестерни; u — передаточное число передачи; β — угол наклона линии зуба; ω_{Ht} —удельная окружная сила при расчете на контактную выносливость:

$$\omega_{Ht} = \frac{F_{tH}}{b_W} K_H,$$

E — модуль упругости материала; h_t — толщина упрочненного слоя до исходной структуры (сердцевины), при лазерной обработке составляет 0,5…1,5 мм в зависимости от режимов, в данном расчете принимаем равной 1 мм; $F_{tH} = \frac{2T}{d}$ — окружная сила при расчете на контактную выносливость; b_W — ширина венца колеса; H_o — твердость поверхностей зубчатых колес (средняя); H_K — твердость сердцевины зубчатых колес (средняя).

Расчетное контактное напряжение σ_H:

$$\sigma_H = \sigma_{HO}\sqrt{K_H}.$$

Контактное напряжение в полюсе зацепления:

$$\sigma_{HO} = Z_E Z_H Z_\varepsilon \sqrt{\frac{F_t(u+1)}{d_1 bu}}.$$

Коэффициент нагрузки в зоне контакта K_H:

$$K_H = K_A K_{HV} K_{H\beta} K_{H\alpha},$$

где K_A — коэффициент, учитывающий внешнюю динамическую нагрузку; K_{Hv} — коэффициент, учитывающий динамическую нагрузку в зацеплении до зоны резонанса; $K_{H\beta}$ — коэффициент, учитывающий неравномерность распределения нагрузки по длине контактных линий, $K_{H\alpha}$ — коэффициент, учитывающий распределение нагрузки между зубьями.

Расчетные контактные напряжения:

$$\sigma_H = \sigma_{HO}\sqrt{k_H}.$$

Условие глубинной контактной прочности выполняется, если расчетные максимальные контактные напряжения σ_H будут меньше, чем предел глубинной контактной выносливости σ_{HKP} с учетом коэффициента запаса прочности.

$$\sigma_H \leq \frac{\sigma_{HKP}}{S_{HK}},$$

где s_{HKP} — допускаемое глубинное контактное напряжение, S_{HK} — коэффициент запаса прочности по глубинным контактным напряжениям.

При $h_H \leq h_t$ опасная зона располагается в упрочненном слое.

Допускаемое глубинное контактное напряжение определяем как

$$\sigma_{HKP} = 3{,}6 H_{eff}.$$

Выполняя расчеты на прочность зубчатых колес средней нагруженности с поверхностным упрочнением до твердости поверхностного слоя более 55 *HRC* установили, что условие глубинной контактной прочности выполняется, если зона наибольших глубинных касательных напряжений находится в пределах толщины упрочненного слоя, а не в более мягкой сердцевине. При этом глубина этой зоны обычно составляет до 1 мм и не превышает толщины упрочненного слоя. Вариант расположения зоны наибольших глубинных касательных напряжений в сердцевине не рассматриваем, так как твердость сердцевины заведомо невелика, а глубину упрочняемого слоя при лазерной закалке можно варьировать за счет режимов обработки в пределах более 1 мм. Поэтому целью исследований являлось проверить условие глубинной контактной прочности при расположении зоны наибольших глубинных касательных напряжений в пределах упрочненного слоя, удовлетворяющего условию работоспособности передачи.

Расчетная глубина упрочнения зубьев колес из стали 40Х при различных величинах крутящего момента

Передаваемый крутящий момент , Нм	Окружная сила, Н	Удельная окружная сила, Н/мм	Эффективная толщина упрочненного слоя, мм	Необходимая глубина упрочнения h_t, мм
500	4807,7	117,4	0,527	0,515
1000	9615,4	234,8	0,662	0,68
1500	14423	352,1	0,766	0,808
2000	19230,8	469,5	0,854	0,916
2500	24038,5	586,9	0,93	1,008

По приведенной методике выполнен расчет на глубинную контактную прочность подвергнутых лазерной закалке зубчатых колес из стали 40Х с твердостью поверхностного слоя шестерни 58 *HRC*, колеса 56 *HRC*, частотой вращения колеса 258 мин$^{-1}$, частотой вращения шестерни 100 мин$^{-1}$, передаточное число u = 2,85, ресурс привода L_h = 10000 ч, модулем m = 2 мм, с окружной скоростью 0,972 м/с, 9-й степени точности, межосевым расстояние 140 мм, шириной шестерни 54 мм, шириной колеса 50 мм, делительным диаметром шестерни 72 мм, колеса 208 мм, приведенный радиус кривизны профиля 9,0935 мм для различных значений передаваемого крутящего момента. Результаты приведены в таблице.

Анализируя параметры, используемые для определения глубины наибольших глубинных касательных напряжений, можно заметить, что необходимая глубина упрочнения увеличивается с ростом нагруженности передачи и модуля зацепления. Также важным является твердость поверхности и сердцевины колес, особенно в высоконагруженных передачах. Для конкретных условий работы передачи необходимо производить расчет требуемой глубины упрочнения и делать вывод о возможности обеспечения заданной долговечности лазерной закалкой на лазерной установке с определенными технологическими параметрами.

Выводы

1. Целесообразно использовать лазерную сканирующую обработку для закалки рабочих поверхностей зубчатых колес в качестве чистовой обработки. Это обусловлено возможностью корректировки плотности мощности в зонах лазерного воздействия, где возникает микропроплавление поверхности. Также это позволит расширить область применения лазерной закалки на высокоточные детали сложной формы.

2. Расчет колес на глубинную контактную прочность при залегании опасной зоны на границе слоя позволяет минимизировать глубину закалки и обеспечить при этом эффективную и долговечную работу зацепления.

3. Возможность упрочнения и модифицирования поверхностей широчайшей номенклатуры материалов с повышением их эксплуатационных характеристик позволяет во многих случаях заменять дорогостоящие, сложнолегированные материалы, используемые часто с целью обеспечения необходимой износостойкости поверхностей, на более простые, дешевые и доступные с приданием им нужных свойств.

1. Дунаев П.Ф., Леликов О.П. (2001) *Конструирование узлов и деталей машин*. Москва, Высшая школа.
2. Гинзбург Е.Г. (1978) *Производство зубчатых колес*. Ленинград, Машиностроение.
3. Зинченко В.М. (2001) *Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки*. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана.
4. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. (2008) *Технологические процессы лазерной обработки*. Москва, МГТУ им. Н.Э.Баумана.
5. (2009) *Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок*. Под ред. В.Я. Панченко. Москва, ФИЗМАТЛИТ.
6. Ерицян С.Л. (1999) *Разработка методики оценки свойств сталей после лазерной поверхностной закалки*. Автореф. дисс. … канд. техн. наук: 05.03.07. Москва, МГТУ им. Н. Э. Баумана.
7. *ГОСТ 21354–87*: Передачи зубчатые цилиндрические эвольвентные внешнего зацепления. Расчет на прочность, 1988.

APPLICATION OF LASER RADIATION FOR MANUFACTURE OF DIAMOND ABRASIVE TOOLS

DJABER FADI, L. GOLOVKO
National Technical University of Ukraine «KPI Igor Sikorsky», Kiev, Ukraine

The analysis of techniques and problems in the fabrication of cutting tools based on super hard composites results in a solution by the application of lasers. The results of systematic study of diamond composites sintering with laser radiation are discussed. A mathematical modeling of the heat transfer process at high speed laser beam scanning has resulted in connections between working conditions and irradiated material characteristics.. Experimental results of the influence of the laser parameters on the diamonds strength, the reliability of their fixing and composite materials structure changes are demonstrated. The possibilities to use new bonding materials based both on iron or other metals to improve the workability of the cutting tools are discussed.

The trend in modern mechanical machining is using universal tools to produce components of different shape and size with high durability and reliability. To meet these demands such tools should be made of special super hard materials. The goal of such tools, including diamonds, is to obtain shape and size, maintain strong bonding of the diamonds and securing the cutting ability throughout there lifetime.

Some of the manufacturing methods are thermal sintering of powdered materials by applying an electric current, manufacturing of tool composites by galvanic deposition, plasma, detonation and electron-beam spraying [1]. These technologies differ in shaping surface profiles, diamond attachment, types of binders, etc. They have different advantages and disadvantages as well as areas of useful application. The most efficient way of manufacturing is layer-by-layer laser sintering of powder composites. This allows practically any configuration and it allows a broad spectrum of binders, including those, which require heating temperatures corresponding to the oxidation temperature of diamond. Such heating allows metallurgical bonding between diamond containing layer and steel body of the tool, increasing its strength. Laser technology enables a layer-by-layer method on single- and multi- row working elements of tools. It is easy to control the concentration of components in the composite, to harden the binder and to obtain highly disperse structures [2–3]. The feasibility of lasers for sintering of powders has been shown in literature [4–9]. Laser sintering of powders from nickel, molybdenum, oxides, carbides, nitrides and borides on a steel substrate was done experimentally. It was concluded that the process of liquid-phase sintering is the most promising. Laser powder sintering in solid phase produced no positive results although solid phase laser sintering of ultra-dispersed powders was theoretical pronounced.

This paper deals with the analysis of the influence of laser irradiation on the properties of diamond-containing tool composites, and the processes of liquid-phase sintering under conditions of super fast local heating.

Simulation of laser sintering process. The temperature field, heating and cooling rates depend on a number of factors, connected with the heating source, the material and the interaction process. Therefore a non-steady non-linear uniform equation of heat transfer in the Cartesian coordinate system $X(x, y, z)$ was used:

$$c_{pi}(T)\rho_i(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda_i(T)\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda_i(T)\frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda_i(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right),$$

where $\tau > 0$, $I = 1, 3$, c_{pi} thermal capacity, ρ_i density, λ_i thermal conductivity, T temperature, t time. Initial con-

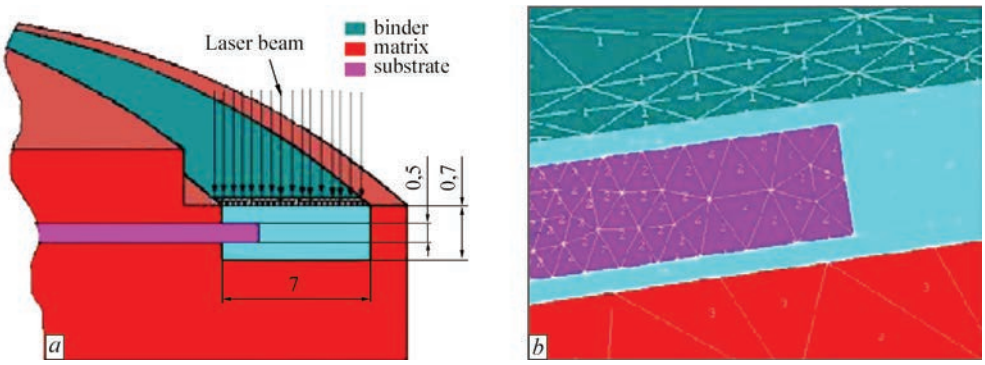


Fig. 1. Physical analog (*a*) and model segmentation (*b*)

© DJABER FADI, L. GOLOVKO, 2017

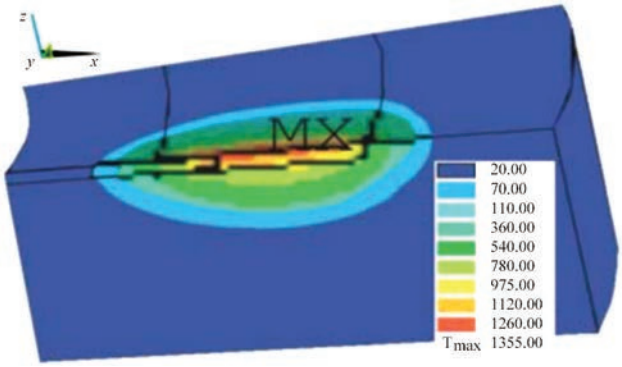


Fig. 2. Temperature distribution in a zone of laser heating of tool composite

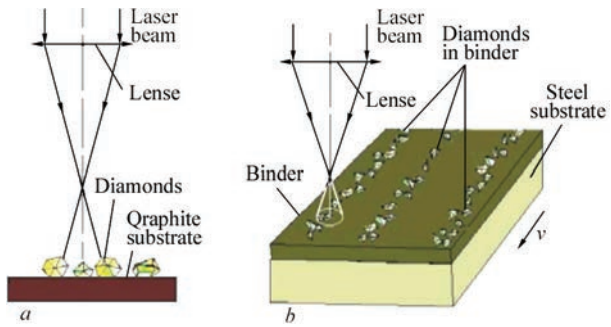


Fig. 3. Direct irradiation of diamonds (*a*) and melting of binder with embedded diamonds (*b*)

ditions are: $T(x, y, z)|_{t=0} = F(x, y, z) = T_{\text{medium}}$ where T_{medium} the ambient temperature. Boundary conditions are:

$$G_1 : -\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = q_r; \quad G_2 : \frac{\partial T}{\partial n} = 0;$$

$$G_3 : -\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha(T - T_{\text{medium}}).$$

The thermal process was simulated by ANSYS7. A parametric program was developed, where all data needed for the modeling was considered: model size (Fig. 1, *a*), thermal properties of the materials, heat-affected zone and laser interaction time. The conditions of irradiation are shown in Table 1.

The samples for modeling were: Disk body: steel 13X, Matrix: steel 45, Binder: based on steel 12X18N10T (Table 2). The following assumptions were made:

● Because of the high scanning speed and the small amplitude it was assumed that each point of a scanned surface (7×0.7 mm) faces the light source with a power density of 10^4 W/cm^2.

● The same thermal properties were applied for the binder (12X18N10T) as for the monolithic material.

Table 1. Parameters of composite laser irradiation

Parameter	Value
Power, W	1500
Heating spot size, mm	0.7
Scanning frequency, Hz	200
Amplitude of scanning, mm	7
Time of irradiation, s	0.2–1

● The absorptivity of material was supposed to be constant.

The synthetic diamonds in composite was neglected. The computational domain was transformed into a grid of elementary tetrahedrons (Fig. 1, *b*), where each of them has a number corresponding to a material with definite thermal properties. Near the heat affected zone the step of segmentation was decreased to get more precise calculation results (Fig. 2).

Experimental procedure and technique. For the experiments a 10.6 μm CW CO_2 laser was used. The power (200–1500 W) was focused with an *f*/300 mm lens. The spot size could be changed from d_0 = 0.7–8 mm, and the speed v = 0.2–4.8 m/min.

A primary goal was to find the maximum temperatures at which no deterioration of strength is observed for different synthetic and natural diamonds. This problem was solved in two ways: first by straight irradiation of diamond grains on a graphitic substrate (Fig. 3, *a*) and second by indirect heating of diamonds with laser melting of surrounding powder materials (Fig. 3, *b*). After the laser treatment, the diamonds were tested for static strength. The of the influence of laser irradiation on the nature of material structure (hardness, dispersive, uniformity, distribution of alloying elements) was analyzed on binders' of the following composites: PC 12NBK01-Co-diamond and XTN-Co-diamond, both of which have different basic elements. PC-12NBK01-Co-diamond is a material on nickel base, a mechanical mixture of powders: 65 % PG-10N-01 and 35 % WC. XTN — powder alloy on the basis of a stainless steel 12X18N10T with hardening phases TiB_2 and CrB_2.

The composition of the powders PG-10N-01 and XTN-23 is listed in Table 2. Samples of materials as packed beds of powder composites were treated in air with laser radiation at power densities from $1.4 10^3$ to $1.4 10^4$ W/cm^2 at speeds from 0.2 to 2 m/min. The samples have been analyzed by a raster electron microscopy and local X-ray spectral element analysis.

Table 2. Composition of the materials

Material	Fe	Ni	C	Cr	Ti	B	Al	Si
13X	Base	–	1.2–1.4	0.4–0.7	–	–	–	0.1–0.3
steel 45	Base	–	0.4–0.5	–	–	–	–	–
12X18N10T	Base	10	0.12	18	0.7–0.8	–	–	0.8
12X18N10N-01	3–7	Base	0.6–1	14–20	–	2.8–4.2	0.8–1.2	4–4.5
XTN-23	Base	6–8	–	20–20.5	2.4–2.5	2.5–2.6	–	–

Study results. The synthetic diamonds of the types ACC125 (500/400), ACC125 (425/300) and ACC160 (400/315), taken in batches of 60 pieces selected by color (yellow and green-yellow), were subjected to the laser irradiation at conditions based on the previously calculations.

The results (Fig. 4) demonstrate that laser irradiation can, to some extent, reduce the strength of diamond grains. First of all, this is caused by the appearance of cracks, which form on a surface of grains and are spread along their ribs. Cracks are caused because of the internal stresses of the diamonds, presence of defects, irradiation condition and most of all its duration. It was found that defectless and strong synthetic diamonds at selected conditions of laser irradiation practically do not lose strength.

It is hard to forecast the absorbed energy at direct irradiation of diamonds (Fig. 3, *a*) because they are partially transparent for the laser light. Therefore, parallel grains of diamonds were subjected to indirect heated by laser melting of powders Co, PC12NBK and XTN-23, in which they have been placed previously (Fig. 3, *b*). The analysis of these diamond grains has shown that there has been a good thermal contact to molten metal. This was proved by raster electron beam microscopy. On the surface of diamond grains an 180 Å up to 400 Å thick layer of molten cobalt was found. Since the melting point of cobalt is 1450 °C, it is reasonable to suggest that the diamond grains were heated to the same temperatures but no noticeable thermal destruction of diamonds was observed. The presence of a film of metal shows also that the diamonds excellent wetted by cobalt, which is crucial for the mechanical fixing of diamonds by the binder. It is also known that liquid cobalt dissolves carbon, which may have a negative effect on the mechanical properties of diamonds. However, at such small life times of the liquid phase (10^{-2}–10^{-3} s) there was no noticeable diffusion. Nevertheless, to eliminate this effect it is recommended to use cobalt in binders together with carbon binders, for example tungsten carbide.

At laser melting of powders XTN-23 and PC12NBK, with lower melting points (1220 and 1320 °C accordingly), neither thermal destruction of diamonds nor strength loss was found. Occasional initiation of cracks was observed, which may be considered as outcome of the initial presence of defects in the diamond grains.

Previous sintering experiments of a system PC12NBKC1 with 10 % diamond at power density $5.1\cdot10^3$ to $2.0\cdot10^4$ W/cm^2, beam diameter 3 to 5mm at a scanning speed of 0.8 m/min did show cracking of the coating.

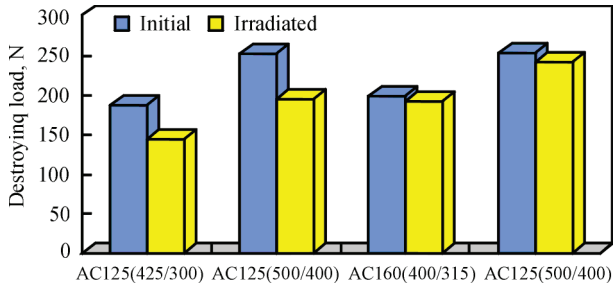


Fig. 4. Influence of process conditions on maximum load: *1* — $Wp = 1.7\cdot10^3$ W/cm^2, $t = 0.09$ s; *2* — $0.6\cdot10^3$ W/cm^2, 0.15 s; *3* — $0.4\cdot10^3$ W/cm^2, 0.18 s; *4* — $0.2\cdot10^3$ W/cm^2, 0.24 s

To increase the plasticity cobalt (90 %) was added to the powder PC12NBKC1. With lower cobalt concentration it was practically impossible to get a satisfactory strength. The conditions of laser sintering were the following: power density $5.1\cdot10^3$ to $1.4\cdot10^4$ W/cm^2, beam diameter 3–5 mm and scan rate 0.8–1.2 m/min. It was found that at $W_p = 1.4\cdot10^4$ W/cm^2, $d_0 = 3$ mm and $v = 0.8$ m/min the temperature in an irradiated zone was equal and even higher than the cobalt melting point. Consequently the diamonds in the composite moved to the surface and were located in chains or regular groups (Fig. 5). At a power density of $5.1\cdot10^3$ W/cm^2 binder melting was not detected.

It is interesting to comment on this effect of rearrangement of diamonds into organized chains. Apparently it is caused by the difference in diamond and binder density. This fact can be considered as a basic effect in the development a production process for single-row multilayer diamond tools. We may conclude that for a sintering of composition PC12NBKC1(10 %)–Co(90 %)–diamond the radiation power density should be $5\cdot10^3$ W/cm^2, beam diameter 5–6 mm and scan rate 0.8–1.2 m/min. The conditions of sintering with power density of $1.4\cdot10^4$ W/cm^2 are «critical», because here the cobalt is melting intensively.

Sintering composite of a system XTN(10 %)–cobalt (90 %)–diamond) was performed at power densi-

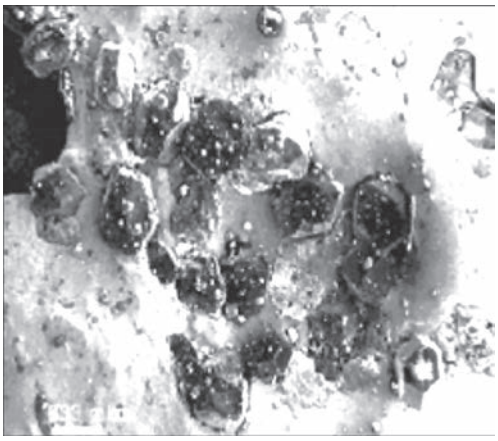


Fig. 5. Laser sintering of PC12NBKC1(10 %)–Co(90 %)–diamond with formation of regular groups of diamonds, ×60

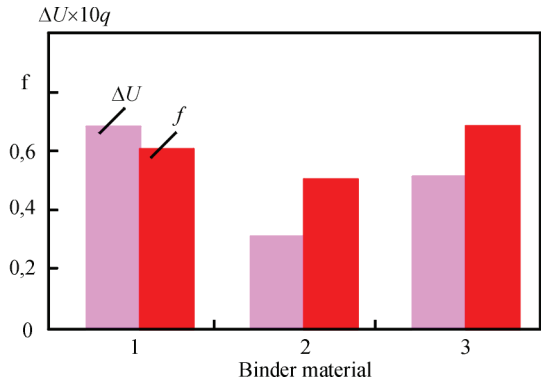


Fig. 6. Histograms of weight loss (ΔU) and friction coefficient (f) for different melted layers: *1* — alloy XTN (plasma spraying); *2* — XTN; *3* — PC12NBKC1

ty $5.1 \cdot 10^3$ to $1.4 \cdot 10^4$ W/cm^2, beam diameter 3–8 mm, and scanning speed 0.8–1.2 m/min. At the upper limits ($Wp = 1.4 \cdot 10^4$ W/cm^2, $d_0 = 3$ mm, $v = 0.8$ m/min) the powder was melted. It was considerably porous at the diamond-binder interface. The structure of the molten material consists of cobalt grains surrounded with Co–Ni phase and impregnations of a Co–WC phase.

The grain size of cobalt varied from 5 up to 8 microns. After laser processing the tungsten carbide content is less by factor 2.0–2.5 than in the initial powder. From our point of view the temperature in the irradiated zone considerably exceeded the cobalt melting point in this case. As a result cracks initiated on the diamond surface. Some cracks of width not less than 1.3 μm metal drops were observed. A qualitative analysis of the droplet material showed that a ratio Fe:Co in the composite was 4.3 %, and in an ostium of a crack 1.4 %. This proves that in an ostium of a crack there are metals coming from the external surface after crack.

The results testify that in this case, as well as at a sintering of composition PC12NBK (10 %)–cobalt (90 %)–diamond the power density should be within the limits of $5 \cdot 10^3$W/cm^2, diameter of a beam 5–6 mm and scan rate 0.8–1.2 m/min. Laser irradiation allows

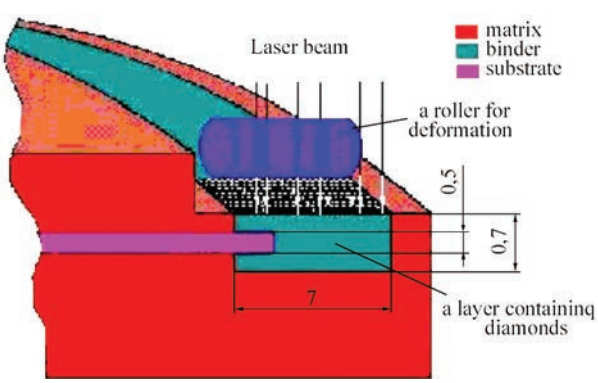


Fig. 7. Termo-deformation sintering of a composite containing diamonds by a scanning laser beam

sintering of the studied composites without negative thermal influence on single crystals diamonds.

The metallurgical surveys have shown that after laser sintering the composite binder from alloy XTN has a highly dispersive structure. The existence of crystals of hardening phases (TiB_2, CrB_2) and eutectic are much higher than for plasma coatings. In molten layers the segments similar to martensite needles, are observed. They represent local eutectics with dispersed structure. The hardening phases and γ-phase are oriented in the direction of heat removal. The cooling rate in near-surface layers was approximately $5 \cdot 10^4$–10^5 °C/s. With increasing distance from the surface, the dispersivity of structure decreases and the dimensions of hardening phases increase. The micro hardness of structure of melted layer changes smoothly with depth in the range 7000–7500 MPa depending on working conditions.

The tribologic properties of composite binders obtained by laser melting (value and nature of wear, friction coefficient) were examined under conditions of dry friction. The binders from XTN and PC12NBKC1 were studied. The tests were conducted at pressures of 1 to 9 MPa. The slip velocity was 0.1 m/s. For comparison, the friction tests were performed for an XTN coating, obtained by plasma spraying. The greatest wear resistance was found with XTN coating, having smaller hardness from compared surfacing (Fig. 6). It works better both at small and at large unit loads (up to 9 MPa). In the latter case the difference is significant. The profiles of surfaces after the tests demonstrate that molten layers are uniformly, without visible brittle failure. It is conditioned by a high disperse structure, an even distribution of hardening phases and plastic γ-phases. Laser melting increases the wear resistance of alloys of a hypereutectic structure containing excessive diboride crystals. This in contrast to plasma spraying. Also the quantity of excessive crystals and their sizes decreases. Laser melted layers, when compared to plasma coatings, show no brittle wear.

The results of these tests demonstrate that the powder materials on the base of steel do not worsen but surpass self-fluxing nickel based alloys after laser surfacing. It is possible to explain such an effect by the influence of oxidation on friction and by the formation of secondary structures, which are capable to self-organization.

The results are a basis for the development of a diamond tool manufacturing technology. Two basic technological schemes of sintering diamond containing composite on concrete tools, in particular, on thin cutting disks are proposed.

Each of the schemes is intended for the solution of a certain range of technological tasks. They do not exclude each other, but rather mutually supplement expanding technological opportunities of a method.

The first scheme (Fig. 7) provides a sintering process by feeding the powder binder and the diamonds into special semi matrixes with an installed disk body. Simultaneously, the laser beam scanners in a radial direction with amplitude equal to the width of diamond containing layers melting the disk body edge and the metal binder. The frequency of scanning provides a thermal flow with the required intensity for metals to melt. A crystallized but still plastic binder with diamonds is condensed during the mould movement, forming the required sizes and structure with compressing roller.

The second scheme of layer-by-layer growing allows realizing a process of sintering the single row multilayer diamond containing composites. It is realized by feeding the powder binder and the diamonds into the zone of a focused laser beam interaction with the disk body moving. The molten and crystallized binder is condensed with a compressing element. The forming mould, consisting of two semi matrices, has a design that provides adjusting of the sintered layer height by turning to a certain angle.

Conclusions

The high-speed laser heating of diamonds AC125 400/315, AC160 400/315 in air at a duration 0.2–0.4 s at temperatures of 1200 to 1500 ºC does not result in their thermal destruction of transformation into graphite. The exception is diamonds, which have initial defects.

The mathematical modeling estimates the temperature distribution in the layer, the disk body and adjoining part of the matrix that allows the control of the quality of laser sintering.

The wear resistance of strong powder alloys on a basis of nickel and iron with the additives of cobalt has been proven. It can be applied for manufacturing of the single-row multilayered diamond tool. This is promoted by the connection of diamond grains via metal films, and also by the effect of forming of precisely ordered single-layered groups or chains of diamond grains.

To eliminate residual thermal deformations, which arise at laser sintering, and to provide the necessary geometry and quality of the diamond tool surface the process of laser irradiation should be combined with local deformation of the diamond containing layer in the heated state.

The technology schemes for thermo-deformation sintering of diamonds containing composites has been developed as an example for disk tools with application of the scanning laser beam and method of level-by-level formation.

Acknowledgements. *The research was done thanks partly to financial support of the STCU project #2347 (sponsored by EU, Canada and USA) «Laser 3D components forming from powder metal and ceramic materials». Some tests had been performed at the Institute of Superhard Materials of the National Academy of Science of Ukraine. Authors are thankful as well to Prof. Karl Zaininger from Princeton University, USA for his generous help in preparing this paper*.

1. Skorohod V. (1998) Sintering of powder materials at electro-thermal, plasma and laser heating. In: *Modern material science in XXI century*, Kiev, Naukova Dumka, 228–248.
2. Golovko L. F., Kovalenko V. S., Rodin P. R. et al. *The technique for tool manufacturing*. Application for USSR Patent #3325 334/08 (120540) from 11.08.83.
3. Kovalenko V. S. (1996) Laser synthesis of 3D objects for machine building industry. Informatization And New Technologies, **6**, 37–40.
4. Kruth J.-P., Froyen L., Rombouts, M. et al. (2003) *New Ferro Powder for Selective Laser Sintering of Dense Parts*. Annals of the CIRP, 52/1, 139–142.

STUDY OF PROPERTIES OF WELDED JOINT USING DANTEC'S ISTRA 4D SYSTEMS

T. DOMAŃSKI, W. PIEKARSKA, M. KUBIAK
Institute of Mechanics and Machine Design Foundations,
Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland

The paper presents displacement and strain fields measured at various stages of tension of flat samples in order to compare the effect of different technological parameters on mechanical properties of welded joints. Results of measurements are also compared with the results of tensile test of the base material to determine the impact of welding process on changes of mechanical properties of tested steel. The measurement of displacements and strains in tensed flat specimens made of S355 steel, hybrid welded using electric arc and laser beam is in the scope of this work. Welding process is performed using Yb:YAG laser and electric arc in GMAW method. D70 Trumpf laser head with maximum power up to 12 kW is used in welding tests with a spot diameter of the laser beam $d = 0.8$ mm. Welded joints are made for different technological parameters of the process with laser beam heat source leading in the tandem. Tension tests of flat samples are performed in accordance with norm PN-EN ISO 6892-1. Dantec Q-400 ISTRA multi-camera 3D correlation system is used for strain and displacement measurements. The method of measurement is based on the correlation of digital images recorded by the three cameras. Surface of tested samples is covered with a layer of white and black paint. The measurement took place by tracking movements of spots covering the surface of the sample, loaded by longitudinal force.

Today's facilities are characterized by high functional diversity, which, while maintaining high quality of workmanship, is very difficult. Products are increasingly demanding, and consequently products have increasingly complex 3D geometry. Measurement tools should combine the speed of collection of measurement points with high accuracy. The use of a non-invasive measurement method makes it possible to detect defects much faster without the need for specialist preparation of test specimens [1–3]. Coupled thermal, structural and mechanical phenomena occurring in welding process have a direct impact on the quality of welded joint. The material in the weld and adjacent region is heated to various temperatures resulting in a variety of structures that occur in the joint and heat affected zone (HAZ), having different mechanical properties in comparison to base material. Theoretical and experimental analysis of mechanical behaviour of welded joint is still one of the fundamental industrial problems. In the welding process using a laser beam a high welding speeds are obtained with a good quality of welds and a narrow thermal influence zone which is helpful in increasing the quality and mechanical properties of the joint as well as the production efficiency. One of the modern welding technologies is laser-arc hybrid welding, which combines laser beam welding with classical electric arc welding cooperating in a single process. This method has many advantages in comparison to welding process with electric arc or laser beam heat sources used separately. Advantages of laser-arc hybrid welding process include higher welding stability, higher melting efficiency, easier input of additional material to the welding pool and a lower input power under the same welding penetration. The investigations about laser-arc hybrid welded steel have been reported widely and applied successfully in a wide range of the industry. These studies include analytical modeling of thermomechanical phenomena occurring in the process and experimental research on plasma formation, liquid material flow through the welding pool, microstructure composition as well as the analysis of welding deformations and mechanical properties of welded joints, performed in both destructive and nondestructive tests. One of usually performed tests on welded joints is the classical tension test. The standard for this type of testing is the norm PN-EN ISO 6892-1. This test allows the determination of basic mechanical properties of welded joints. However, the development in new measurement systems, such as 3D multicamera correlation system allows the analysis of deformations at the surface area of tensed sample in control area determined for cameras used in the experiment. The knowledge about strain distribution in the joint combined with the analysis of the microstructure of welded joint is essential in determining the material properties in separate joint zones, like the weld, HAZ and transition zone. Moreover, the results of such studies are an excellent base for verification of developed theoretical models.

Considering above facts, the main objective of this study are experimental studies on strain during tension of samples welded by laser-arc hybrid technology using GMAW method and Yb:YAG laser beam. Dantec Q-400 Istra multi-camera 3D correlation system is used to measure the distribution of strains during performed tests made on the base material and welded joint. Presented results include tension diagrams as well as a comparison of strain fields measured for the entire tension cycle.

Experimental set-up, hybrid welding. Laser beam emitted by D70 Trumpf laser head with maximum power up to 12 kW is used with electric arc in GMAW method (Fig. 1). Laser head is equipped with collimator lens having a focal length $fc = 200$ mm, and a focusing lens with a focal length $f = 400$ mm. The

© T. DOMAŃSKI, W. PIEKARSKA, M. KUBIAK, 2017

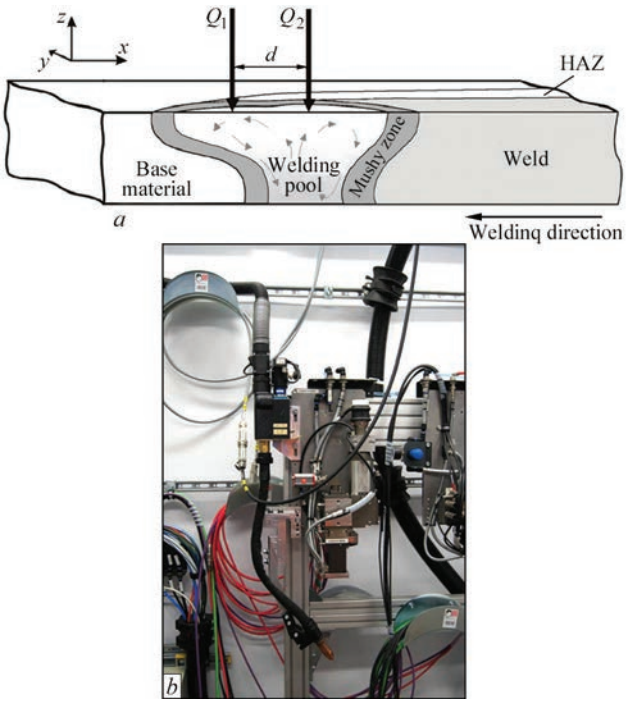


Fig. 1. Scheme of hybrid welding process (*a*), hybrid laser head Yb: YAG + MIG (*b*)

diameter of the beam is set by changing the optical fiber supplying the laser beam to the head. Optical fiber is used in the research having a diameter 0.4 mm. For used optical system double magnification is achieved giving laser focus diameter d = 0.8 mm. Butt welding is performed for sheets made of S355 steel. Welding process proceed without a gap in the shielding gas 82 % Ar + 18 % CO_2, the gas flow is 18 l/min, wire speed 6m/min and welding speed set to v = 1 m/min. The distance between heat sources d = 2 mm. Laser beam is the leading heat source in the tandem.

Samples are welded in the system with leading laser beam in the tandem as well as in inversed system with leading arc. Laser beam power is set to Q = = 3 kW, arc voltage U = 19 V and current I = 190A in the welding experiment.

Strain measurement system. Samples for the tension test were made from welded joints according to norm PN-EN ISO 6892-1. Universal strength machine Zwick&Roel Z100 is used with extensometer Multisens in all performed tension tests. The accuracy of the strength machine is up to 0.1 N in force and 1μm in displacement. Universal strength machine cooperates with Dantec Q-400 Istra multi-camera 3D correlation system [4–6]. Measurement system is composed of optical cameras used to record strains or deformations. The Timing Box is an interface between the control computer and the sensors for synchronization and analog recording of data, and to power-up cameras and PC computer with a number of network cards, allowing for the introduction of signals from cameras and different sources, transmitted via ethernet and installed dedicated Istra4D software.

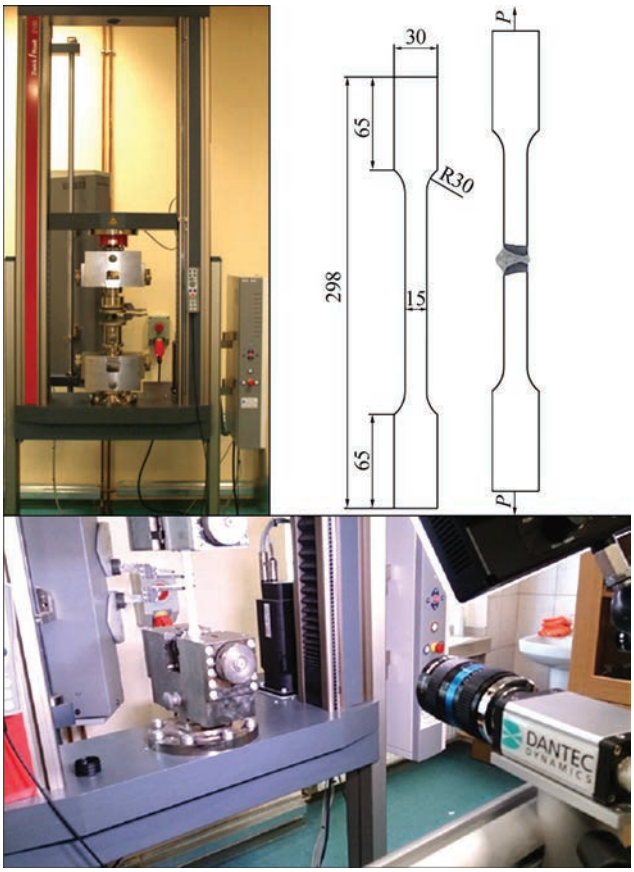


Fig. 2. Tension test: universal strength machine Zwick&Roel Z100, dimension of samples used in the test, Q-400 Istra multi-camera 3D

In the experiment the system of three cameras was used. Cameras are mounted on the beam which is supported by two fully adjustable tripods. Optical cameras used to record strains and derormations are equipped with 50 mm, mod: 670 mm lenses and have maximum resolution 4.19 Megapixels, 29 Hz each. This allowed determining the full size of analyzed sample in the working area of universal testing machine. Strain fields are measured for the entire tension cycle. Trigger mechanism is created in Istra4D

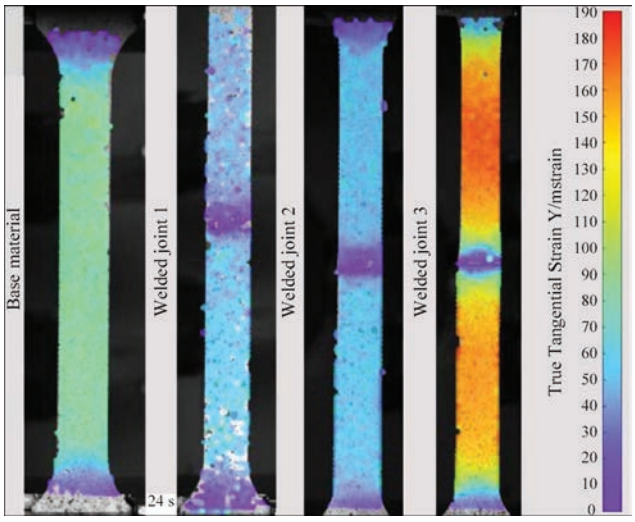


Fig. 3. Strain fields in tensed base material and welded joint (t = 24 s)

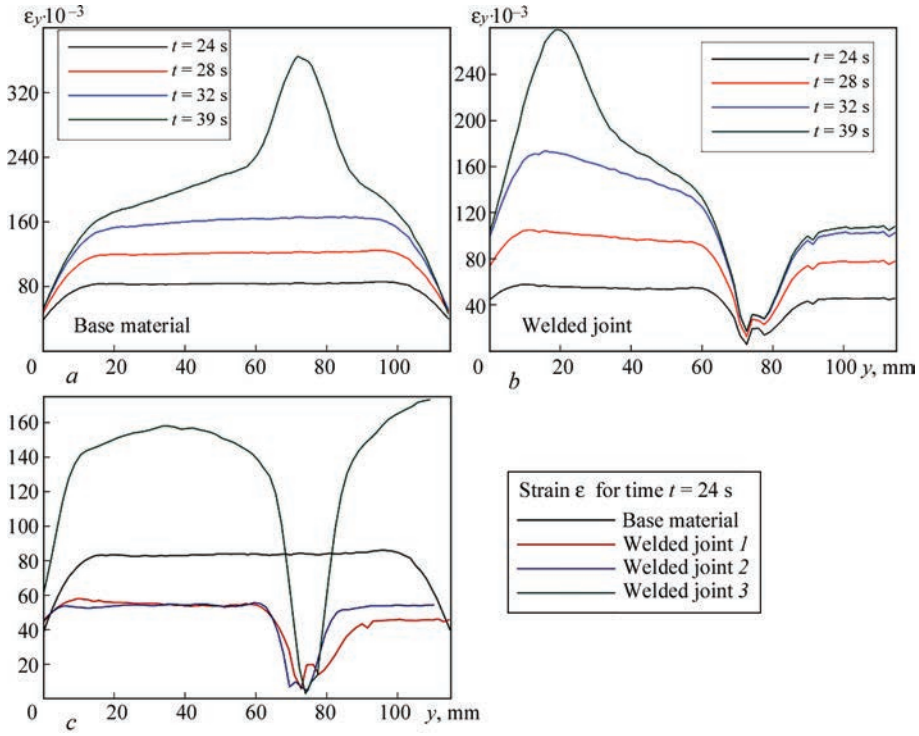


Fig. 4. Distribution of strain ε_y in the central axis y of sample for different times of tension: *a* — the base material; *b* — welded joint; *c* — comparison for time t = 24 s

software for the measurement. Pictures are made for every time increment Δt = 0.4 s.

Results and discussion, strain distributions. Figure 3 presents comparison of strain fields in tensed base material and welded joint at the various measurement steps in elasto-plastic range as well as before the rupture-during the formation of the neck. It can be observed that the weld and HAZ has a significantly lower strain compared to the base material.

Distribution of strain εy along the length of tensed sample (55 mm in both direction from the center point of the sample) is illustrated in Fig. 4. Strain distribution is shown in the central axis y for the base material and welded joint at different times. Visible decrease of strain is present in the joint where HAZ is present. The slight increase of strain in the weld can be because of the inaccurate selection of an additional material in GMAW method.

The comparison of strain ε_y at time t = 24 s is presented in Fig. 4, *c*. It can be observed that for the base material higher values of strain ε_y are present in comparison to welded joint.

Conclusions

The use of multi-camera 3D correlation system allowed the analysis of strain and deformation for the selected material points, lines or plane throughout the measuring sample. Use of the system allowed the analysis of deformation and strain distributions in the weld and heat affected zone during tension test. It can be observed that lower strains occur in heat affected zone in comparison to the base material which in reference to pictures of microstructure confirm partial hardening of this zone. Visible increase of strain εy in the weld may be due to the inaccurate selection of an additional material in GMAW method. Obtained results allowed for a thorough analysis of mechanical properties separate zones of the joint and do not limit the tensile test to determine the global strength and plastic properties of welded material. Obtained experimental results may be very helpful in verifying mathematical and numerical models of thermomechanical phenomena occurring in welding processes.

1. Patorski K. (2005) *Interferometria laserowa*. Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, 214–261.
2. Herbst C., Splitthof K. *Basic of 3D Digital Image Correlation*. Ulm, Dantec Dynamics GmbH.
3. Chu T. C., Ranson W. F., Sutton M. A, Peters W. H. (1985) Application of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics. *Experimental Mechanics*, 25(**3**), 232–244.
4. Gower M. R., Shaw R. M. (2010) Towards a planar cruciform specimen for biaxial characterization of polymer matrix composites. *Applied Mechanics and Materials*, **24–25**, 115–120.
5. Lord J. D. (2009) *Digital Image Correlation (DIC), Modern stress and strain analysis. A state of the art guide to measurement techniques*. BSSM Technical Editors: J. Eaton Evans, J.M. Dulie-Barton, R.L. Burguete, 14–15.
6. Palanca M., Cristofolini L. *Validation and Optimalization of the parameters of Acquision and Processing For Analysis Through Digital Image Correlation*. University of Bologna.

УСТАНОВКА НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ДЛЯ ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННОЙ СВАРКИ

И. В. КРИВЦУН[2], В. Н. КОРЖИК[1,2], В. Ю. ХАСКИН[1,2], В. Н. СИДОРЕЦ[1,2], CHUNLIN DONG[1]
[1]Гуандунский институт сварки (Китайско-украинский институт сварки им. Е.О. Патона), Гуанчжоу, КНР
[2]Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Разработана конструкция установки нового поколения для лазерно-микроплазменной сварки, которая позволяет: сохранять характерные для микроплазменного процесса преимущества плазменной струи (ламинарного истечения, малого диаметра, высокой проникающей способности и др.) при сварочных токах до 80 А; применять как постоянный униполярный сварочный ток, так и его импульсную модуляцию разнополярными и униполярными импульсами; использовать дополнительную возможность высокочастотной импульсной модуляции обычных импульсов сварочного тока; подавать присадочную проволоку, в том числе при высокоскоростной гибридной сварке. Технологические испытания созданного оборудования в режиме гибридной сварки показали: повышение скорости сварки по сравнению с плазменной в 2–4 раза; примерно двукратную экономию лазерной энергии за счет ее частичной замены энергией сжатой дуги; повышение ресурса работы катодной системы в 1,5–3 раза за счет применения двухкатодной схемы.

Одними из перспективных инновационных сварочных технологий в последние годы являются гибридные лазерно-дуговые и лазерно-плазменные технологии. В таких процессах сварки плавлением используются два источника тепла, одновременно действующих на свариваемое изделие. Как правило, эти источники взаимно дополняют и усиливают действие друг друга. При этом в случае гибридной лазерно-микроплазменной сварки возникает так называемый гибридный эффект [1]. Он является тем более выраженным, чем сильнее сжата электрическая дуга, и заключается в неаддитивности результата воздействия по сравнению с результатами, полученными отдельно от действия каждого из тепловых источников. Благодаря этому эффекту объем металла, переплавленный при гибридной сварке, превосходит сумму объемов металла, переплавленных отдельно каждым из входящих в гибридный процесс источников энергии [2].

Еще одним преимуществом сочетания лазерного и микроплазменного сварочных процессов в рамках единого гибридного процесса является возможность объединения их характерных технологических достоинств. Так, лазерная составляющая гибридной сварки обеспечивает процесс глубокого проплавления металлов и сплавов за счет образования парогазового канала. При этом микроплазменная составляющая, подогревая свариваемый металл импульсами прямой полярности, повышает его способность поглощать излучение, повышая эффективный КПД процесса [3, 4]. Кроме того, микроплазменная составляющая за счет импульсов обратной полярности предоставляет возможность катодной очистки свариваемых поверхностей алюминиевых сплавов от окисной пленки [5].

К описанным уникальным возможностям лазерно-микроплазменной сварки следует добавить частичную (до 50 %) замену достаточно дорогостоящей лазерной мощности значительно более дешевой плазменной [6]. Возможно также уменьшение остаточных термических деформаций, снижение требований к подготовке свариваемых кромок (включая возможность сварки кромок с зазором переменной ширины), увеличение глубины провара и повышение производительности процесса (в несколько раз по сравнению с плазменной сваркой и примерно на 40 % по сравнению с лазерной [7]). Все это делает актуальным задачу создания серийного промышленного оборудования для данного сварочного процесса.

Поэтому целью работы являлось создание образца промышленной установки нового поколения для лазерно-микроплазменной сварки и проведение ее технологических испытаний. Для достижения этой цели решались следующие задач: анализ прототипов аналогичного оборудования; разработка улучшенной конструкции установки нового поколения; изготовление разработанной установки и проверка ее технологических характеристик.

При проведении анализа прототипов оборудования для лазерно-микроплазменной сварки рассматривали модели, изготовленные как за рубежом (например, [8]), так и в ИЭС им. Е.О. Патона (например, [9]). Было установлено, что к основным типам конструкций интегрированных плазмотронов для гибридной сварки относятся коаксиальные и параксиальные. Первые могут быть как с полым трубчатым катодом, так и с симметрично расположенными относительно оси лазерного излучения узлами со штыревыми катодами. Вторые обычно имеют расположенные под наклоном оси лазерного излучения и узла со штыревым катодом. Указанные особенности конструкций, как правило, обеспечивают их основные достоинства и недостатки.

© И. В. КРИВЦУН, В. Н. КОРЖИК, В. Ю. ХАСКИН, В. Н. СИДОРЕЦ, CHUNLIN DONG, 2017

Так, к достоинствам коаксиальных интегрированных плазмотронов относятся перпендикулярное поверхности свариваемого изделия расположение оси излучения и увеличение срока службы катодов за счет увеличения их количества или использования трубчатой формы. К их недостаткам, при использовании трубчатого катода, относятся ухудшение условий сжатия дуги и сложность переточки катода для его восстановления. Основным преимуществом параксиальных интегрированных плазмотронов является возможность такого взаимного расположения лазерного излучения и катода, при котором минимизируется тепловое влияние отраженного лазерного излучения на катод. Недостатками такой конструкции плазмотронов являются необходимость в наклоне осей излучения и катода, приводящая к потерям лазерной мощности, увеличение доли отраженного излучения, негативно влияющего на сам плазмотрон и снижение стабильности горения дуги в наклонном положении.

Из сказанного следует, что наиболее прогрессивной конструкцией интегрированного плазмотрона для лазерно-микроплазменной сварки металлических изделий с толщиной стенок до 3 мм можно считать коаксиальную двухкатодную, в которой один из катодов работает на импульсах прямой полярности, а другой — на импульсах обратной. Такой подход значительно продлевает срок службы катодов и определяет схемотехнические решения изготовления источника питания лазерно-микроплазменной установки.

Согласно разработанной схеме коаксиального интегрированного плазмотрона (рис. 1), вводимое лазерное излучение *1* фокусируется линзой *2* и, проходя сквозь защитное стекло *3*, выводится через плазмообразующее сопло *4*. Симметрично

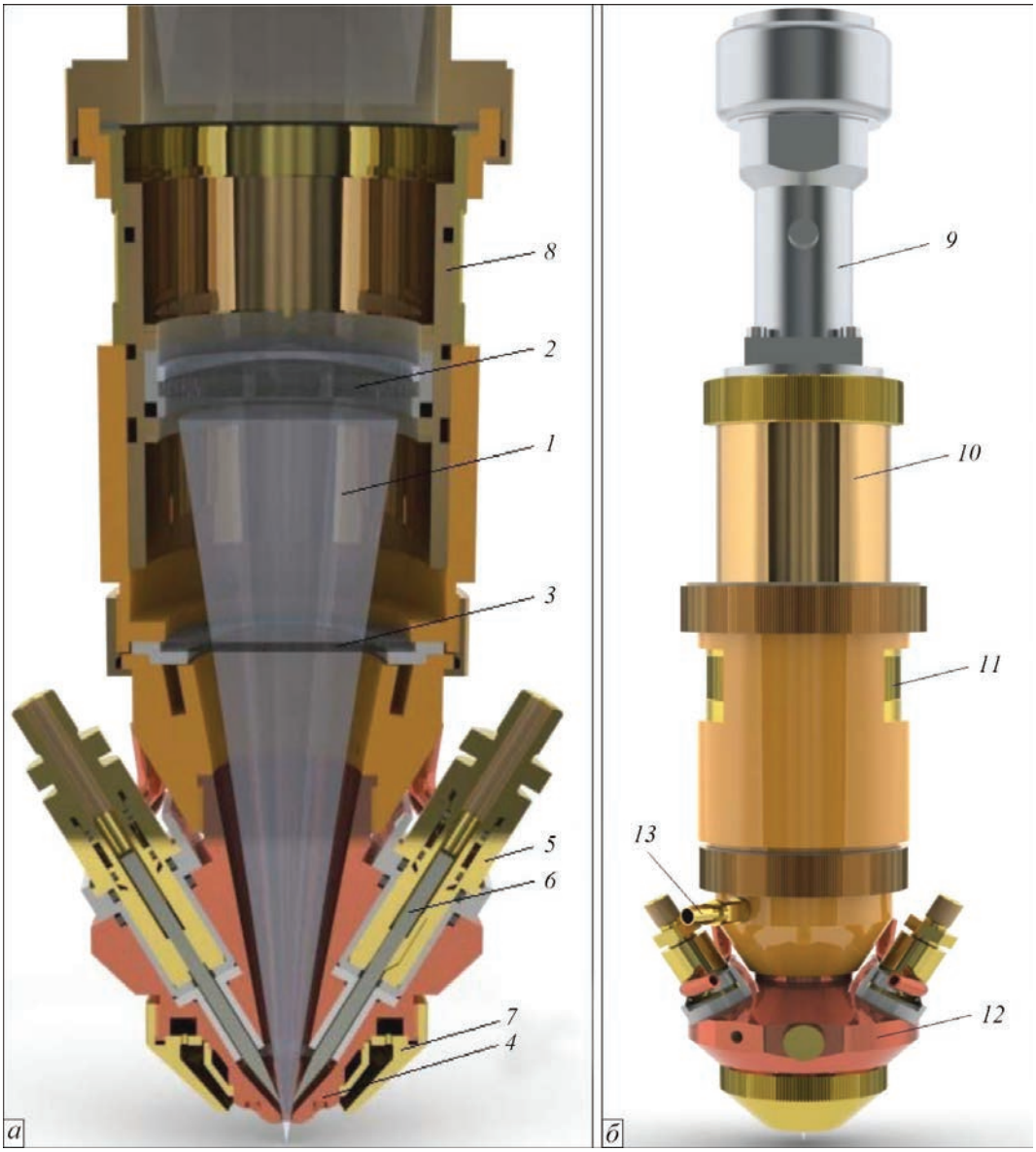


Рис. 1. Продольное сечение (*а*) и внешний вид (*б*) интегрированного плазмотрона двухкатодной системы для лазерно-микроплазменной сварки

относительно оси излучения *1* расположены катодные узлы *5*, в цангах которых базируются вольфрамовые электроды *6*. Плазмообразующее сопло *4* находится внутри защитного сопла *7*, крепящегося к общему корпусу *8* плазмотрона.

Ввод лазерного излучения *1* в интегрированный плазмотрон осуществляется по гибкому транспортирующему оптоволокну, которое крепиться в узле ввода *9*. Входящее излучение расширяется однолинзовым коллиматором *10*. Фокусирующая линза *2* базируется в узле *11* ее крепления, юстировки и настроечного перемещения. Под фокусирующей линзой располагается защитное стекло *3*, которое является окном ввода лазерного излучения в плазмообразующую камеру *12*. Стекло *3* базируется в системе защиты и термостабилизации, обеспечивающей герметичность плазмообразующей камеры, а также предохраняющей его от загрязнения сварочными аэрозолями.

В плазмообразующей камере *12* находятся два остро заточенных неплавящихся вольфрамовых электрода *6*, базирующиеся в узлах *5* крепления и настроечного перемещения. Электроды имеют водяное охлаждение и подводятся к плазмообразующему соплу на расстояние 0,2…1,0 мм таким образом, чтобы их концы не пересекались со сфокусированным лазерным излучением, выводящимся через сопло. Расположение электродов относительно отверстия сопла и лазерного излучения плавно регулируется настроечным перемещением. К электродам и свариваемым деталям подключается инверторный источник питания дуговой плазмы.

Для формирования струи микроплазмы служит медное коническое плазмообразующее сопло *4*. Вокруг плазмообразующего сопла находится защитное сопло *7*, служащее для защиты сварочной ванны и горячего металла шва от влияния атмосферного воздуха. Также в нижней части интегрированного плазмотрона имеется дополнительная защитная система. Корпус *8* плазмотрона при помощи специального кронштейна крепиться к рабочему манипулятору (или роботу). Под окно *3* ввода излучения, в плазмообразующую камеру через штуцер *13* подается плазмообразующий газ (аргон). В систему защиты *7* подается этот же газ, но с большим расходом. Подача газов осуществляется отдельным блоком, обеспечивающим регулировку расходов газов при помощи набора ротаметров.

Согласно предложенной на рис. 1 схеме интегрированного плазмотрона для лазерно-микроплазменной сварки была изготовлена сварочная головка, показанная на рис. 2. Она включает в себя собственно интегрированный плазмотрон, систему защиты хвостовой части сварочной ванны и формируемого шва, а также мундштук для подачи присадочной проволоки.

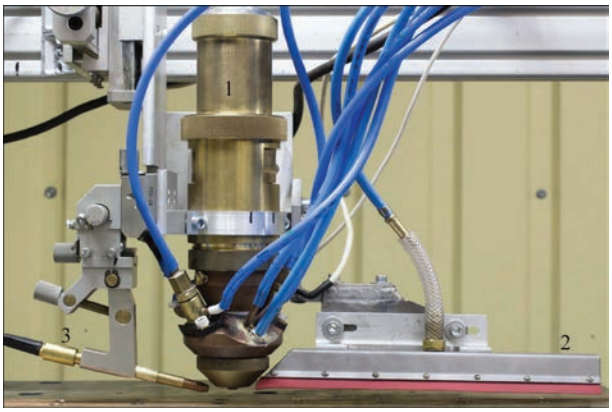


Рис. 2. Внешний вид головки для лазерно-микроплазменной сварки: *1* — интегрированный плазмотрон; *2* — система защиты формируемого шва; *3* — мундштук для подачи присадочной проволоки

Для питания микроплазменной дуги предложенного интегрированного плазмотрона в ИЭС им. Е. О. Патона был разработан источник, принципиальная схема которого показана на рис. 3. Условно этот источник можно разделить на следующие функциональные элементы:

- силовая часть;
- генератор технологических импульсов;
- блокинг-генератор;
- источник питания дежурной дуги.

Силовая часть источника питания плазменной высокочастотной дуги состоит из трансформатора TV1 мощностью до 300 Вт, первичная обмотка которого подключена к промышленной сети переменного напряжения 220 В частотой 50 Гц через предохранитель F1 и выключатель (тумблер) S1. К вторичной обмотке трансформатора с напряжением 127 В подключен выпрямительный диодный мост VD2…VD5.

Пульсации выпрямленного напряжения сглаживаются электролитическим конденсатором C6, к которому подключен высокочастотный конденсатор C7. Таким образом, на выходе выпрямителя с конденсаторами получается постоянное напряжение U = 127 В при обеспечении коэффициента пульсаций не более 0,01. Отрицательный потенциал этого напряжения подключен к катоду плазмотрона, а положительный — к обрабатываемому металлу (изделию) через транзисторный ключ VT1 и сигнальный резистор R13.

Сила тока высокой частоты измеряется первым каналом осциллографа на сигнальном резисторе R13, а напряжение на дуге, имеющее импульсный характер, измеряется вторым каналом осциллографа, который подключен к разрядному промежутку электрод-изделие.

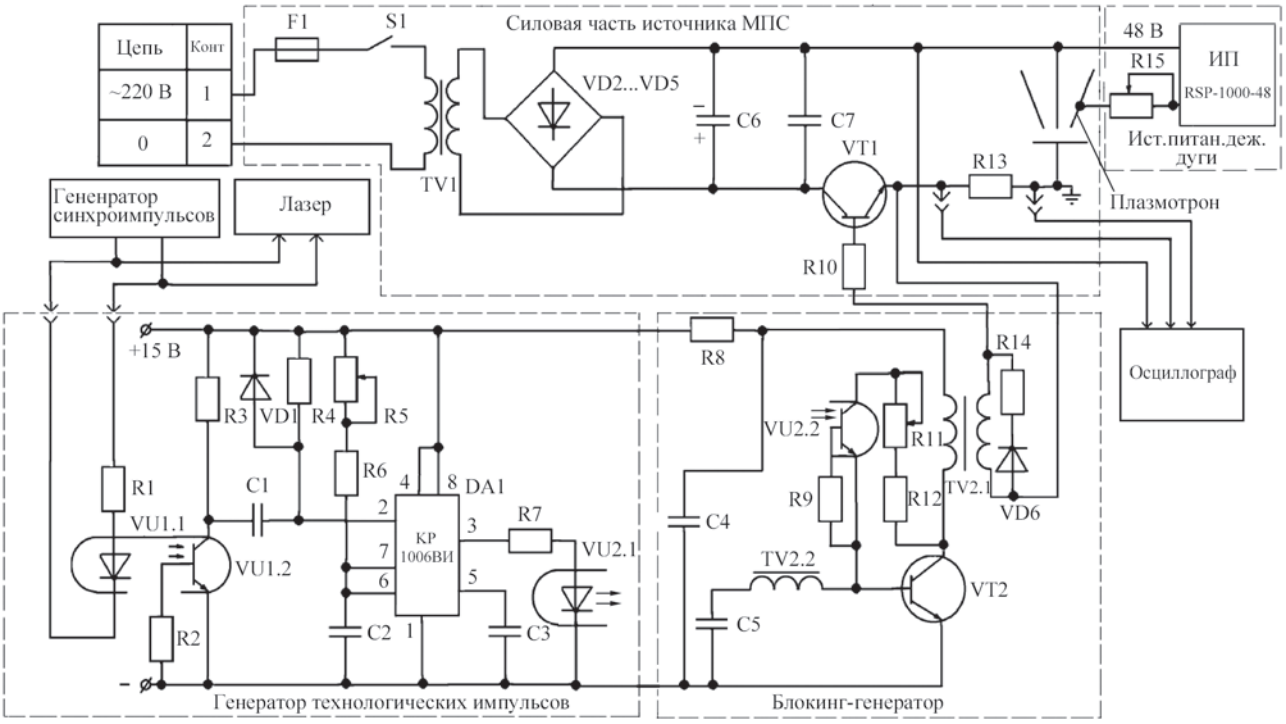


Рис. 3. Принципиальная схема источника питания микроплазменной дуги

Высокочастотное горение дуги обеспечивается прерыванием анодной цепи транзистором VT1, который в свою очередь управляется блокинг-генератором, работающем в ждущем режиме. Блокинг-генератор собран по схеме аналогичной, предложенной ранее в изобретении [10], но выполненной на транзисторе VT2, конденсаторе C5, резисторе R12, переменном резисторе R11 и трансформаторе TV2. Переменным резистором R11 обеспечивается регулировка рабочей частоты генератора в диапазоне 10…40 кГц.

Рис. 4. Внешний вид пульта управления (*1*), источника питания (*2*) и блока автономного охлаждения (*3*) лазерно-микроплазменной установки

Режим горения дуги импульсными высокочастотными пачками длительностью 200…1000 мкс с частотой следования до 100 Гц обеспечивает широкоимпульсный генератор технологических импульсов. Данный генератор собран на микросхеме таймера DA-1, с выхода № 3 которого через оптрон VU2.1 осуществляется управление блокинг-генератором. Длительность высокочастотных пачек регулируется и устанавливается переменным резистором R5, включенным последовательно с резистором R6 и конденсатором C2.

Генератор технологических импульсов запускается через оптрон VU1 от генератора синхроимпульсов промышленного изготовления, который формирует последовательность прямоугольных импульсов длительностью 60 мкс с частотой до 100 Гц и амплитудой 5 В. Этими же импульсами одновременно подается непрерывное или импульсное лазерное излучение средней мощностью до 1,0 кВт. Примененная в интегрированном плазмотроне оптика позволяет кратковременно (до ~10 с) использовать непрерывное излучение мощностью до 1,5 кВт. Внешний вид описанного источника питания с системой управления приведен на рис. 4.

В результате была разработана установка нового поколения для лазерно-микроплазменной сварки, основные характеристики которой приведены ниже.

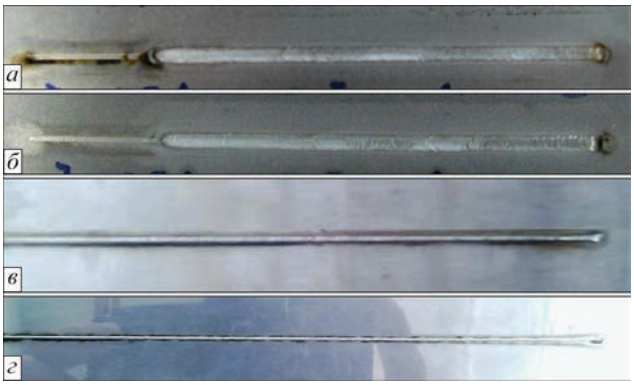


Рис. 5. Внешний вид лицевой (*а*, *в*) и обратной (*б*, *г*) сторон стальных пластин, проваренных лазерно-микроплазменным способом с использованием разработанной установки нового поколения: *а*, *б* — сталь 30ХГСА, δ = 0,7 мм (мощность излучения 200 Вт, сварочный ток 25 А, скорость сварки 80 м/ч); *в*, *г* — сталь 08Х18Н10Т, δ = 1,0 мм (мощность излучения 250 Вт, сварочный ток 15 А, скорость сварки 100 м/ч)

Основные технические характеристики установки нового поколения для лазерно-микроплазменной сварки

Наименование параметра	Величина
Напряжение трехфазной питающей сети переменного тока с частотой 50 Гц, В	380 (±15 %)
Рабочее напряжение на дуге, В	0…30
Рабочий ток дуги неплавящегося электрода в гибридном лазерно-микроплазменном процессе, А	3…80
Защитный газ (защита сварочной ванны)	Ar
Газ для защиты оптики в гибридной лазерно-микроплазменной горелке	Ar
Плазмообразующий газ	Ar
Рабочий ток специализированной системы электропитания гибридной лазерно-микроплазменной горелки, А	3…80
Рабочее напряжение источника для гибридной лазерно-микроплазменной сварки, В	5…30
Давление рабочих газов на входе в источники питания, бар	2…4
Расходы газов:	
защитного (для сварочной ванны), л/мин	1,5…6,0
плазмообразующего, л/мин	0,5…1,5
газ для защиты оптики, л/мин	4,0…6,0
Диаметры плазмообразующих сопел, мм	1,5; 2,0; 2,5
Диаметры вольфрамовых электродов, мм	3,2
Фокусное расстояние фокусирующей линзы, мм	(100…150)±5
Диаметр фокусирующей линзы и защитного стекла, мм	25
Скорость сварки в нижнем положении, м/ч	5…500
Длина кабель-шлангового пакета, м, не более	3
Метод управления	Контролер

Данная установка ориентирована на сварку сталей и сплавов в диапазоне толщин до 3 мм. Для определения технологических возможностей разработанной установки были проведен ряд экспериментов на образцах размерами до 300×100×δ мм из высокопрочной стали 30ХГСА (δ = 0,7…3,0 мм), нержавеющей стали 08Х18Н10Т (δ = 1,0…1,5 мм), а также алюминиевых сплавов АМц (δ = 0,35 мм) и АМг6-1 (δ = 1,0…2,5 мм). При сварке последних применяли присадочную

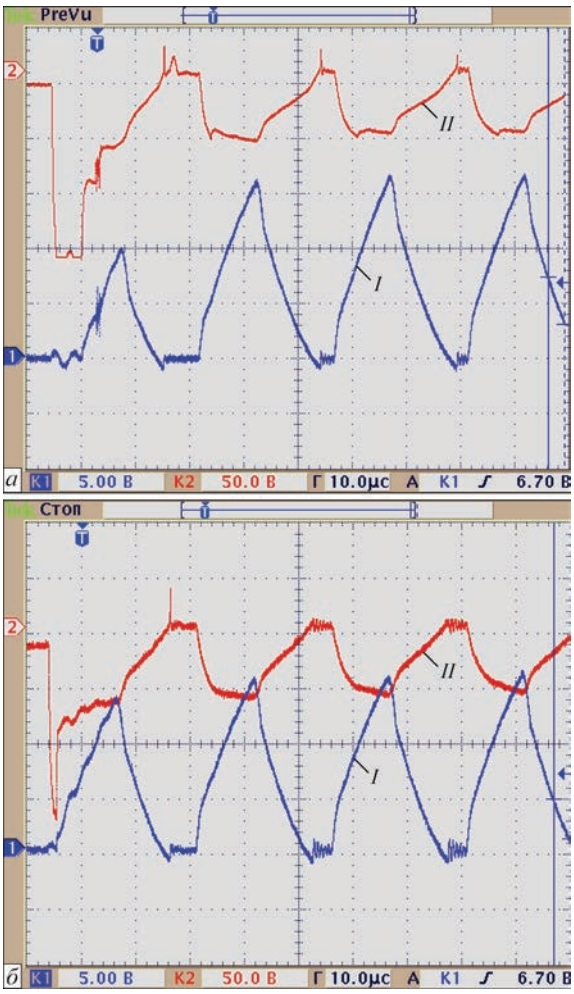


Рис. 6. Осциллограммы тока (масштаб 50 А/дел.) и напряжения на дуге (масштаб 50 В/дел., временная развертка 10 мкс/дел.) при выключенном (*а*) и включенном (*б*) лазерном излучении

проволоку Св-АМг6 диаметром 1,2 мм. Примеры проваренных образцов приведены на рис. 5. При помощи созданного интегрированного плазмотрона проводили сравнительные технологические эксперименты по лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварке указанных образцов. Они показали возможность повышения скорости гибридной сварки по сравнению с лазерной примерно вдвое, а с плазменной — в 2–4 раза.

В ходе экспериментов выполняли осциллографические измерения импульсов сварочного тока и напряжения на дуге интегрированного плазмотрона. Сравнение поведения сжатой дуги без лазерного излучения и при прохождении излучения через нее показало, что излучение с длиной волны 1,07 мкм способствует снижению напряжения на дуге примерно на треть при неизменном сварочном токе (рис. 6). Согласно закону Ома, это связано с аналогичным снижением сопротивления на участке между катодом и свариваемым образцом.

Выводы

1. Исследования созданного образца промышленной установки нового поколения для лазерно-микроплазменной сварки показали технологическую перспективность использования гибридного плазмотрона с двумя катодами и коаксиальной подачей лазерного излучения. При такой конструкции минимизируются потери на отражение лазерного излучения, один из катодов обеспечивает локальное плавление свариваемого металла импульсами прямой полярности, а другой — его катодную очистку импульсами обратной полярности.

2. Разработанная конструкция установки нового поколения для лазерно-микроплазменной сварки позволяет:

● сохранять характерные для микроплазменного процесса преимущества плазменной струи (ламинарного истечения, малого диаметра, высокой проникающей способности и др.) при сварочных токах до 80 А;

● применять как постоянный униполярный сварочный ток, так и его импульсную модуляцию разнополярными и униполярными импульсами;

● использовать дополнительную возможность высокочастотной импульсной модуляции обычных импульсов сварочного тока;

● подавать присадочную проволоку, в том числе при высокоскоростной гибридной сварке;

● использовать как непрерывное, так и импульсное лазерное излучение средней мощностью до 1,0 кВт, кратковременно (до 10 с) использовать излучения до 1,5 кВт.

3. Технологические испытания созданного оборудования в режиме гибридной сварки показали:

● повышение скорости сварки по сравнению с плазменной в 2–4 раза;

● примерно двукратную экономию лазерной энергии за счет ее частичной замены энергией сжатой дуги;

● повышение ресурса работы катодной системы в 1,5–3 раза за счет применения двухкатодной схемы;

● повышение способности свариваемого металла поглощать лазерное излучение за счет его локального подогрева сжатой дугой;

● снижение потерь излучения за счет его коаксиального распространения в плазмотроне, обеспечивающего перпендикулярность подвода к свариваемым деталям;

● улучшение пробоя межэлектродного промежутка и условий работы сжатой дуги за счет действия лазерного излучения.

Работа выполнена при поддержке программы Государственного управления иностранных экспертов № WQ20124400119 «1000 талантов» (КНР), Проекта Академии наук провинции Гуандун (КНР) «Capacity – building of innovation – driven development for special fund projects» 2017GDASCX-0411, Проекта Инновационной исследовательской команды провинции Гуандун (КНР) № 201101C0104901263, Проектов провинции Гуандун (КНР) № 2015A050502039, № 2016B050501002 и 2017A010102008.

1. Ishide T., Tsubota S., Watanabe M., Ueshiro K. (2003) Development of TIG-YAG and MIG-YAG hybrid welding. *Welding International*, 17(**10**), 775–780.
2. Korzhyk V., Bushma O., Khaskin V. et al. (2017) Analysis of the current state of the processes of hybrid laser-plasma welding. *Advances in Engineering Research*, **102**, 80–90.
3. Хаскин В. Ю., Коржик В. Н., Сидорец В. Н. и др. (2015) Повышение эффективности гибридной сварки алюминиевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **12**, 15–20.
4. Yuan X., Yonglun S., Kunping H., Xiaohong Y. (2008) New development of mechanisms of laser-TIG arc hybrid welding. *Welding & Joining*, **12**, 21.
5. Kexuan Ch., Heqi L., Chunxu L. (2003) Cathodic cleaning in variable polarity plasma arc welding of aluminum alloys. *China Welding*, **2**, 168–170.
6. (2015) Бушма А. И. Современное состояние гибридной лазерно-плазменной сварки (Обзор). *Автоматическая сварка*, **8,** 20–27.
7. Kesse M. A. (2013) *Laser-TIG hybrid welding process*: Thesis for the Degree of Master of Science in Technology, Lappeenranta University of Technology.
8. Rose S., Mahrle A., Schnick M. et al. (2013) Plasma welding with a superimposed coaxial fiber laser beam. *Welding in the World*, Vol. 57, Issue 6, 857–865.
9. Шелягин В. Д., Оришич О. М., Хаскин В. Ю. и др. (2014) Технологические особенности лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварки алюминиевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **5**, 35–41.
10. Гвоздецкий В.С. (1964) *Блокинг-генератор пачек импульсов*: Авторское свидетельство № 161058, Бюлл. изобрет., **6.**

РОЛЬ СТРУКТУРЫ В ИЗМЕНЕНИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ДУГОВОЙ, ЛАЗЕРНОЙ И ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКОЙ

Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, В. Д. ШЕЛЯГИН, Е. Н. БЕРДНИКОВА, А. В. БЕРНАЦКИЙ, А. В. СИОРА, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ

На основе исследований (на всех структурных уровнях) особенностей формирования структурных параметров в сварных соединениях высокопрочной стали, выполненных различными способами сварки плавлением (лазерной, дуговой и гибридной лазерно-дуговой) сделаны оценки влияния формирующихся структур и фазовых составляющих на изменение наиболее значимых механических свойств сварных соединений при исследуемых режимах сварки. Показана роль структурных факторов (легирования, фазовых составляющих, величины зеренной, субзеренной структуры, распределения и плотности дислокаций, фазовых выделений, их размеров и характера распределения) в обеспечении оптимальных свойств исследуемых сварных соединений и их эксплуатационной надежности. Показано, что наиболее значимыми структурно-фазовыми параметрами и факторами, обеспечивающими в эксплуатационных условиях необходимый комплекс свойств сварных соединений — свойства прочности ($\sigma_т$), вязкости разрушения (K_{1C}) и трещиностойкости ($\tau_{вн}$), особо проявляющимися в условиях лазерной сварки являются: мелкозернистость зеренной и субзеренной структуры; диспергирование фазовых выделений при равномерном их распределении; отсутствие протяженных дислокационных скоплений - потенциальных концентраторов внутренних напряжений (зон зарождения и распространения трещин).

В настоящее время для сварных соединений высокопрочных сталей (с пределом текучести более 700 МПа), используемых в машиностроении для изготовления конструкций работающих в сложных эксплуатационных условиях (статические, динамические, циклические нагрузки и др.), необходимо обеспечение необходимого уровня механических свойств свариваемых конструкций, что в основном зависит от целого ряда факторов [1–3]. При выборе способов сварки необходимо учитывать как особенности режимов сварки, так и параметры формирующихся при этом структур в конкретных зонах соединения, что во многом и определяет комплекс эксплуатационных свойств сварных соединений — показателей прочности, пластичности и трещиностойкости [4–10].

Известно, что в условиях дуговой сварки высокопрочных сталей используют, как правило, диапазон скоростей сварки ($v_{св}$) порядка от 18 м/ч до 50 м/ч и скоростей охлаждения $w_{6/5} \approx 10…38$ ºС/с. Однако в настоящее время все большее применение находят более производительные (в 2 и более раза по сравнению с дуговой сваркой) технологии лазерной и гибридной (лазерно-дуговой) сварки с использованием более высоких скоростей сварки и охлаждения ($v_{св}$ = до 110 м/ч; $w_{6/5} \approx 30…103$ ºС/с). Учитывая существенные изменения технологических режимов, особо актуальным становится вопрос изменения структуры в зоне сварки и влияния этих изменений на эксплуатационные свойства сварных соединений.

Целью представленной работы являлось: исследование влияния преобразования структуры и фазового состава металла в зоне сварки в соединениях высокопрочной стали при переходе от обычно используемых к более современным способам сварки на изменение наиболее значимых эксплуатационных свойств сварных соединений — показателей прочности, вязкости разрушения и их трещиностойкости.

Для решения поставленных задач выполнены исследования, причем — на всех структурных уровнях (методами оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии) изменений структурно-фазового состояния, а так же плотности дислокаций в различных зонах сварки в соединениях, при исследуемых сварочных режимах. На базе выполненных экспериментальных исследований с целью оптимизации свойств сварных соединений высокопрочных сталей в условиях исследуемых способов и режимов сварки сделаны аналитические оценки роли структурно-фазовых составов, формирующихся при различных режимах на изменение наиболее значимых эксплуатационных свойств сварных соединений: прочности ($\sigma_т$), вязкости разрушения (K_{1c}), а также трещиностойкости, обусловленных уровнем локальных внутренних напряжений ($\tau_{вн}$) с учетом распределения плотности дислокаций (ρ).

Материалы и методики исследований. Исследования выполнены на образцах высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ (0,183 % С; 1,19 % Cr;

© Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, В. Д. ШЕЛЯГИН, Е. Н. БЕРДНИКОВА, А. В. БЕРНАЦКИЙ, А. В. СИОРА, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ, 2017

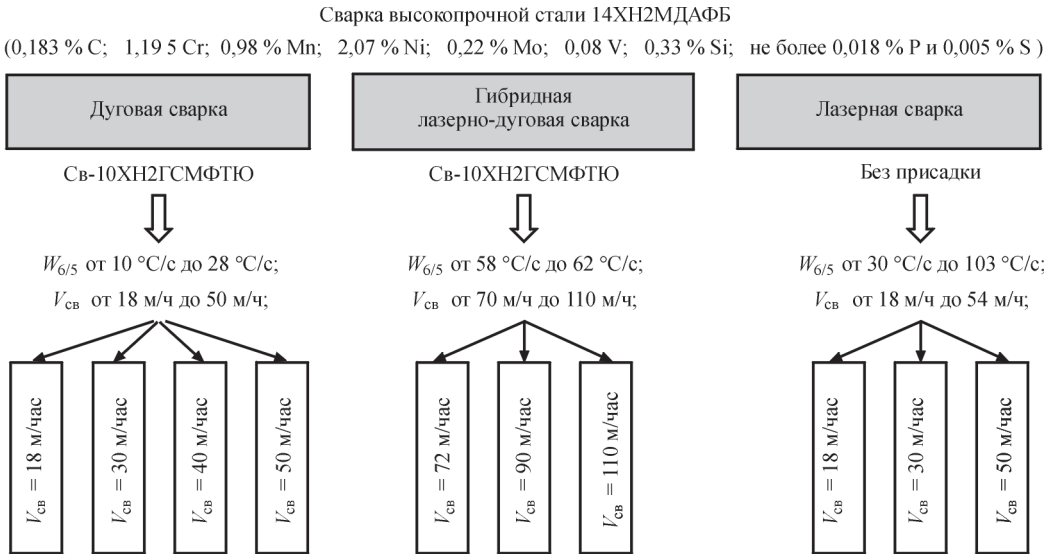


Рис. 1. Блок-схема исследуемых технологических режимов сварки

0,98 % Mn; 2,07 % Ni; 0,22 % Mo 0,08 % V; 0,33 % Si; не более 0,018 % P и 0,005 % S) толщиной до 10 мм. Лазерную сварку осуществляли без использования присадочных материалов. В случае дуговой и гибридной лазерно-дуговой сварки использовали сварочную проволоку сплошного сечения марки Св-10ХН2ГСМФТЮ (≤ 0,1 % C; 0,7 % Cr; 0,4 % Mn; 0,22 % Mo; 0,15 % V; 0,24 % Si; 0,007 % S). Сварные соединения получали на следующих режимах сварки, рис. 1.

Дуговая сварка. Сварка осуществлялась в жестком контуре при скоростях сварки: 1-й режим — $v_{св}$ = 18 м/ч; 2-й режим — $v_{св}$ = 30 м/ч; 3-й режим — $v_{св}$ = 40 м/ч; 4-й режим — $v_{св}$ = 50 м/ч. Скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур 600…500 °C соответственно составляла: $w_{6/5}$ ≈ 10…12 °C/c; 19…22 °C/c; 25…28 °C/c; 38 °C/c; сварочный ток 220…240 A; напряжение на дуге 30…32 V.

Гибридная лазерно-дуговая сварка: 1-й режим — $v_{св}$ = 72 м/ч, I ~ 125A, $U_д$ ~ 23B; 2-й режим — $v_{св}$ = 90 м/ч, I ~ 150A, $U_д$ ~ 25B; 3-й режим — $v_{св}$ = = 110 м/ч, I ~ 200A, $U_д$ ~ 26B. Приведенные режимы обеспечивают охлаждение металла ЗТВ в интервале температур 600…500 °C со скоростью $w_{6/5}$ ≈ 58…62 ºC/c. В качестве источника лазерного излучения использовали Nd:YAG-лазер DY 044 (Rofin Synar, Германия) мощностью излучения до 4,4 кВт и защитный газ (смесь Ar + CO_2 с расходом 15…20 л/мин).

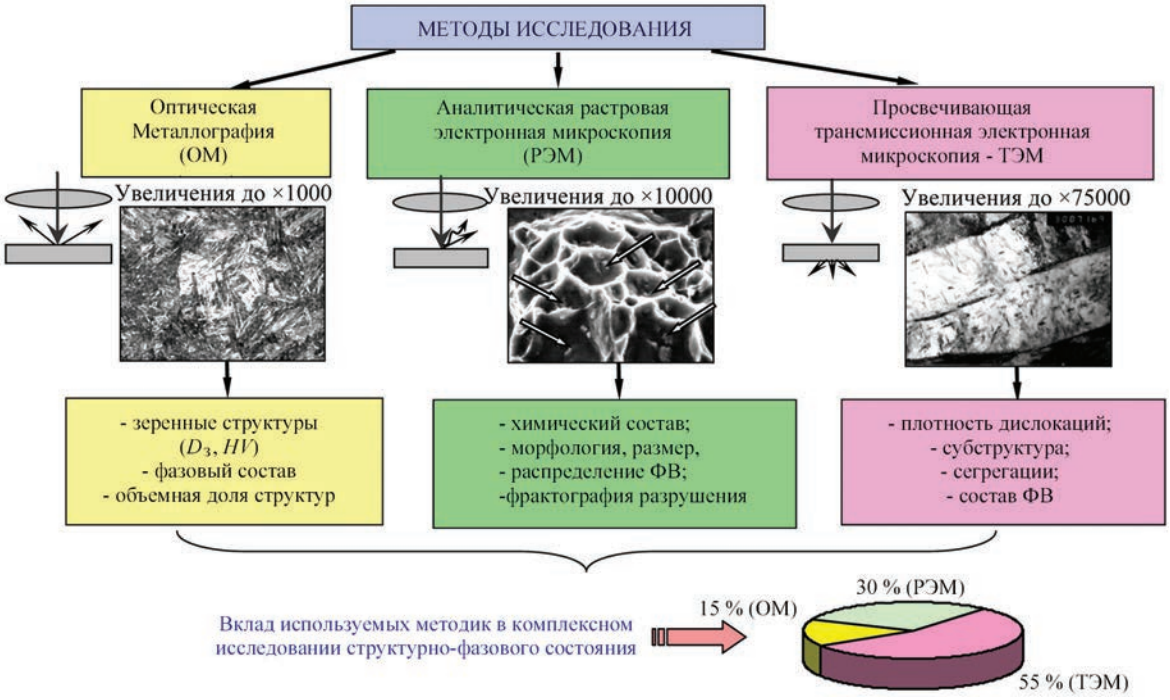


Рис. 2. Блок-схема комплексных методов исследований

Лазерная сварка. Сварные соединения получали в условиях различных скоростей сварки: 1-й режим — $v_{св}$ = 18 м/ч; 2-й режим — $v_{св}$ = 30 м/ч; 3-й режим — $v_{св}$ = 50 м/ч и соответственно скоростей охлаждения металла ЗТВ: $w_{6/5} \approx 28$; 50; 103 °С/с.

Методы структурных исследований. Исследования структурно-фазовых и концентрационных изменений химических элементов, характера распределения и плотности дефектов кристаллической решетки в металле шва и ЗТВ сварных соединений изучали с использованием комплекса экспериментальных методов современного физического металловедения, включая: оптическую металлографию (микроскопы «Versamet-2» и «Neophot-32»), аналитическую растровую электронную микроскопию (SEM-515, фирмы PHILIPS, Нидерланды) и просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200CX, фирмы JEOL, Япония), рис. 2. Твердость измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Leco» при нагрузке 0,1 кг.

Результаты исследований. Изменения структурно-фазового состава в зоне сварки свариваемого материала (сталь 14ХГН2МДАФБ) в зависимости от режимов сварки представлены на рис. 3 и рис. 4. Так, в случае дуговой сварки ($v_{св}$ = = 18 м/ч…50 м/ч) в металле швов (рис. 3, *а*, рис. 4, *а, б*) наблюдается формирование структурного состояния следующего типа: до 45…65 % бейнита верхнего ($Б_в$); 5 % мартенсита (М); 20 % феррита (Ф) и 10…45 % бейнита нижнего ($Б_н$). При переходе к участку перегрева (I ЗТВ) наблюдаются следующие изменения и типов структур, и их объемной доли: 20…45 % $Б_в$; 15…20 % М; 5 % Ф и 30…45 % $Б_н$ с характерной структурой основного металла бейнито-ферритного типа. При этом, в случае $v_{св}$ = 18 м/ч в металле шва вдоль межзёренных границ, преимущественно по границам бейнита верхнего ($Б_в$) формируются протяжённые дислокационные скопления до $\rho = (1…2)\cdot10^{11}$ см$^{-2}$, что создаёт в таких элементах структуры высокий градиент плотности дислокаций, рис. 3, *а*. Такие структурные изменения могут приводить к неравномерному уровню механических свойств по зоне сварки и снижению трещиностойкости сварных соединений.

Таким образом, наиболее существенные (с точки зрения снижения трещиностойкости) структурно-фазовые изменения (крупнозернистая градиентная структура преимущественно $Б_в$) характерны для сварных соединений, выполненных на режимах дуговой сварки при $v_{св}$ = 18 м/ч.

Исследованиями структуры и фазового состава сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при гибридной лазерно-дуговой сварке показано, что при переходе от $v_{св}$ = 72 м/ч до 110 м/ч фазовый состав метала швов и участка перегрева ЗТВ сохраняется аналогичным (бейнитно-мартенситный), однако заметно уменьшается объемная доля $Б_н$ (до 10…20 %). При этом, в случае перехода к $v_{св}$ = 110 м/ч увеличивается интегральное значение дислокационной плотности до $\rho = 1{,}5\cdot10^{11}$ см$^{-2}$ и формируется преимущественно структура бейнита верхнего ($Б_в$). Наиболее равномерное распределение дислокационной плотности ($\rho = (4…6)\cdot10^{10}$ см$^{-2}$) характерно для структур бейнита нижнего ($Б_н$) при $v_{св}$ = = 72 м/ч, рис. 3, *б,* рис. 4, *в, г*).

В случае лазерной сварки исследованиями показано, что при увеличении скорости сварки от $v_{св}$ = 18 м/ч до $v_{св}$ = 50 м/ч изменяется фазовый состав металла шва от бейнитно-ферритного до бейнитно-мартенситного рис. 4, *д, е*. Причем, и это следует подчеркнуть — формируется преимущественно мелкозернистая равноосная зеренная структура бейнита нижнего ($Б_н$) в условиях равномерного перераспределении объемной плотности дислокаций ($\rho = (8…9)\cdot10^{10}$ см$^{-2}$), рис. 3, *в*.

Таким образом, исследованиями показано, что в условиях изменения режимов сварки (от дуговой до гибридной и лазерной) изменяется соотношение формирующихся в зонах сварки фазовых составляющих (бейнита нижнего, верхнего, мартенсита), их параметров, объемной доли, а также плотности и распределения дислокаций. Так, в условиях дуговой сварки формируются преимущественно структуры бейнита верхнего при общем увеличении размеров зеренной, субзеренной структур с нерав-

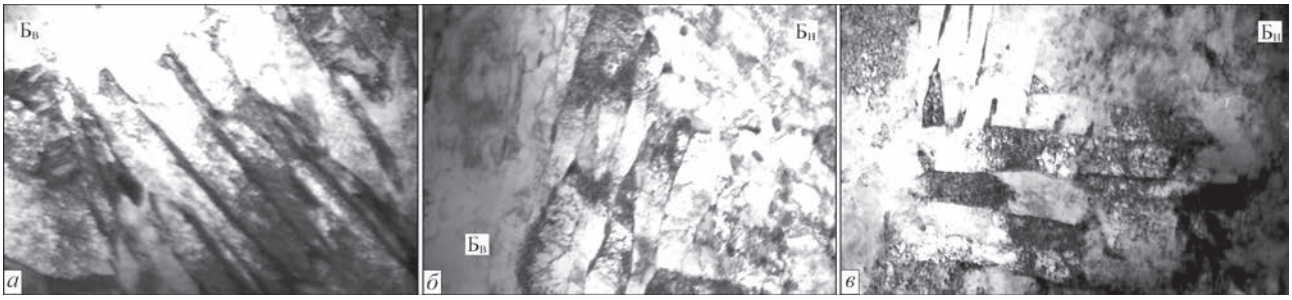


Рис. 3. Тонкая структура металла швов сварных соединений: *а* — при дуговой сварке ($v_{св}$ = 18 м/ч); *б* — гибридной лазерно-дуговой ($v_{св}$ = 72 м/ч) и лазерной сварке ($v_{св}$ = 50 м/ч), ×30000

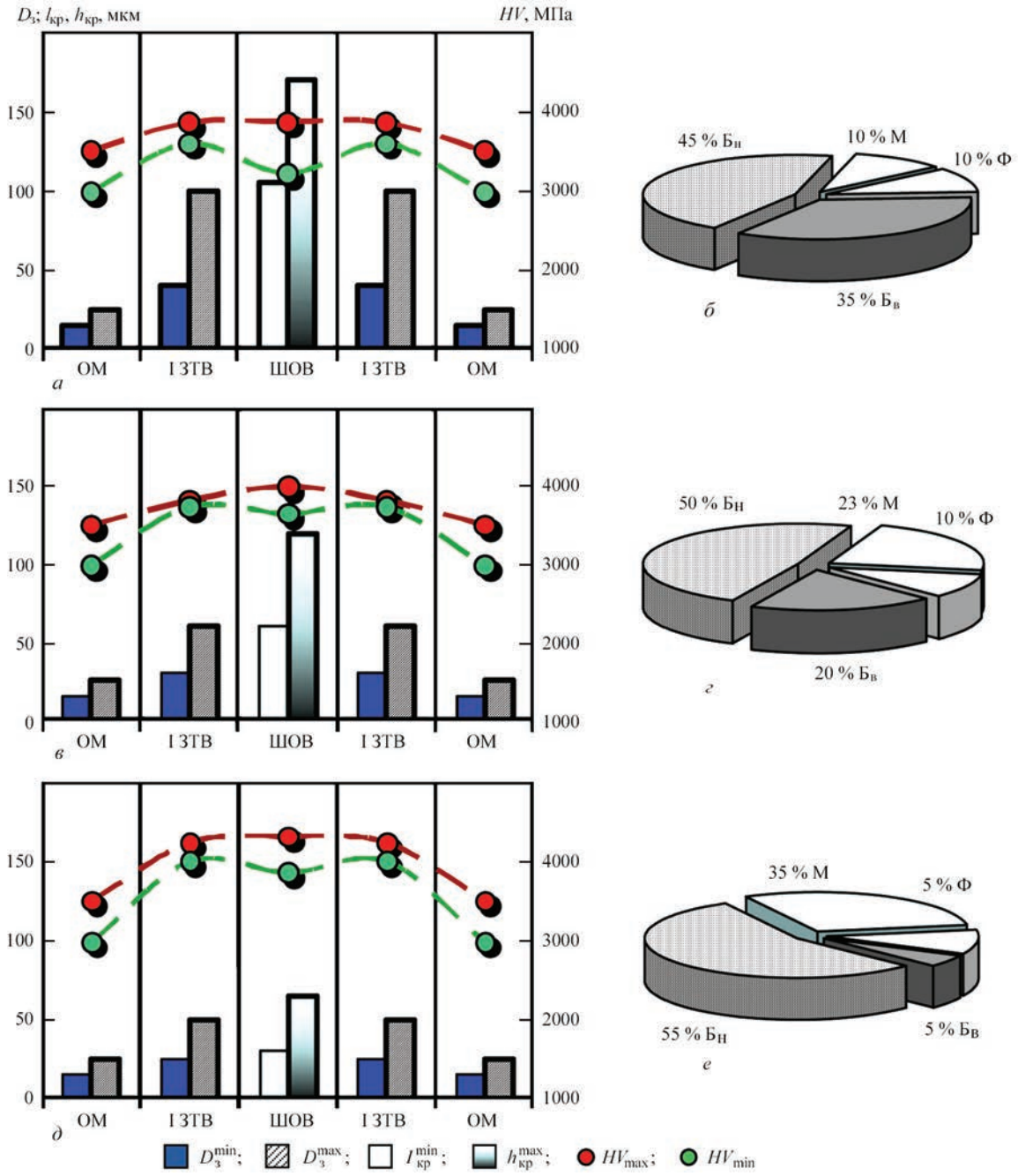


Рис. 4. Изменение (min/max) структурных параметров: *а*, *в*, *д* — ширины кристаллитов ($h_{кр}$), зерна ($D_з$), микротвердости (*HV*) в основном металле (ОМ), в металле шва, участке крупного зерна (I ЗТВ); *б*, *г*, *е* — объемной доли (%) фазовых составляющих (бейнита нижнего — $Б_Н$; бейнита верхнего — $Б_Н$; феррита — Ф; мартенсита — М при различных технологиях сварки (*а*, *б* — дуговая сварка, $v_{св}$ = 40 м/ч; *в*, *г* — гибридная лазерно-дуговая сварка, $v_{св}$ = 72 м/ч; *д*, *е* — лазерная сварка , $v_{св}$ = 50 м/ч)

номерным распределением плотности дислокаций. Переход к режимам гибридной лазерно-дуговой и лазерной сварки способствует преимущественному формированию структур бейнита нижнего при значительном измельчении зерна, субзерна с равномерным распределением объемной и зернограничной плотности дислокаций.

Аналитические оценки эксплуатационных свойств сварных соединений.

На базе исследований структурно-фазовых изменений при различных режимах сварки выполнены аналитические оценки наиболее значимых эксплуатационных свойств сварных соединений — показателей прочности, пластичности и трещиностойкости [9–15].

Аналитические оценки упрочнения ($\sum\sigma_т$) проводили согласно известным зависимостям Холла–Петча, Орована и др. [11–15]): $\Sigma\sigma_т = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р.} + \Delta\sigma_з + \Delta\sigma_с + \Delta\sigma_д + \Delta\sigma_{д.у.}$, где $\Delta\sigma_0$ — сопротивление типа решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta\sigma_{т.р.}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами (зависимость Мотта–Набарро); $\Delta\sigma_з$ и $\Delta\sigma_с$ — упрочне-

ние за счет изменения величины зерна и субзерна (зависимость Холла–Петча); $\Delta\sigma_д$ — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием, по теории Дж. Тейлора, А. Зегера, Н. Мотта и Г. Хирша, а также $\Delta\sigma_{д.у.}$ — дисперсионное упрочнения за счет дисперсных фаз по Оровану.

Расчетные значения показателей вязкости разрушения K_{1c}, оценивали по зависимости Краффта [16]: $K_{1c} = (2E\sigma_т\delta_к)^{1/2}$, где E — модуль Юнга; $\sigma_т$ — расчетная величина упрочнения; δ_k — значение критического раскрытия трещины (согласно данным параметров субструктуры).

Из анализа различных подходов к механизмам зарождения трещин и разрушения материалов была выбрана оценка на базе дислокационной теории кристаллических твёрдых тел с учетом характера дислокационной структуры и ее распределения (дислокационные скопления либо равномерное распределение дислокаций) [17–19]. При этом, поле внутренних напряжений, создаваемое дислокационной структурой (плотностью дислокаций) определяется зависимостью [18] $\tau_{вн} = Gbh\rho/[\pi(1-\nu)]$, где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций.

В результате выполненных оценок установлено следующее. В условиях дуговой сварки ($v_{св}$ = 40 м/ч) в металле шва и ЗТВ, соответственно, расчетное значение $\sum\sigma_т$ = 741…890 МПа, рис. 5. При этом показатель вязкости разрушения K_{1C} составляет ~ 12…32 МПа·м$^{1/2}$, рис. 6. В условиях режимов гибридной лазерно-дуговой и лазерной сварки $\sum\sigma_т$ = 850МПа…1080МПа и $\sum\sigma_т$ = 900 МПа…1120МПа, соответственно, при повышении (на 10…20 %) уровня вязкости разрушения, рис. 6. Последнее обусловлено преимущественным формированием структуры нижнего

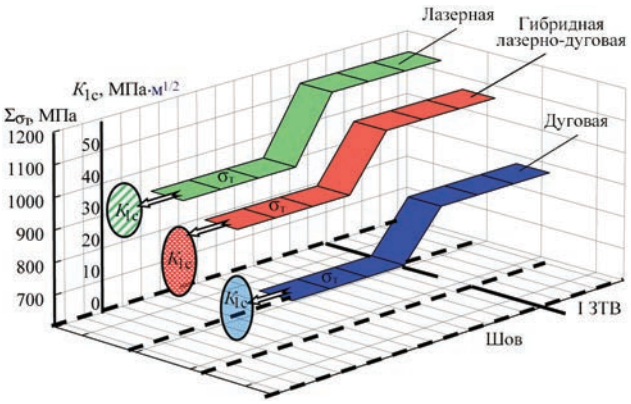


Рис. 5. Изменение средней расчетной величины упрочнения $\Sigma\sigma_т$ и вязкости разрушения K_{1c} по зонам сварных соединений (шов, I ЗТВ) стали 14ХГН2МДАФБ при различных режимах сварки сварки

бейнита ($Б_н$) при равномерном распределением плотности дислокаций (ρ) и отсутствии участков хрупкого скола на поверхности разрушения сварных соединений, рис. 6, *б*.

Расчетные оценки локальных внутренних напряжений ($\tau_{вн}$), приведенные на диаграммах рис. 7, *а* показывают следующее. Протяженные зоны с максимальными значениями $\tau_{ВН}$ (1900…3700 МПа) формируются в условиях дуговой сварки (18 м/ч) вдоль межзеренных границ бейнита верхнего ($Б_н$) в местах протяжённых дислокационных скоплений ($\rho = 2\cdot10^{11}$ см$^{-2}$), рис. 7, *б*. Это приводит к зарождению микротрещин в этих зонах и снижению трещиностойкости сварных соединений. Снижение значений $\tau_{вн}$ характерно для сварных соединений, полученных на режимах гибридной сварки ($\tau_{вн}$ = 1470…1867 МПа, рис. 7, *в*) при $v_{св}$ = 72 м/ч и особенно — при режимах лазерной сварки ($\tau_{вн}$ = 1470…1663 МПа, рис. 7, *д*) чему способствует формирование в сварочной зоне мелкозернистых и фрагментированных структур $Б_н$ в сочетании с равномерным распределением снижающейся плотности дислокаций, рис. 7, *е*.

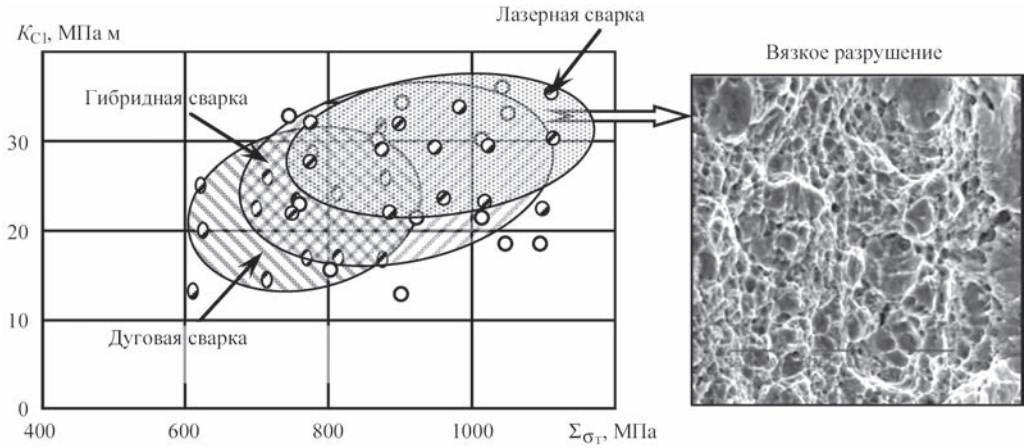


Рис. 6. Изменение расчетных значений прочности $\sum\sigma_т$ и вязкости разрушения K_{1C} металла сварных швов при дуговой сварке ($v_{св}$ ~ 40 м/ч), гибридной лазерно-дуговой ($v_{св}$ ~ 72 м/ч), лазерной сварке ($v_{св}$ ~ 50 м/ч) и фрактограмма вязкого разрушеия сварного соединения, полученного лазерной сваркой (×2020)

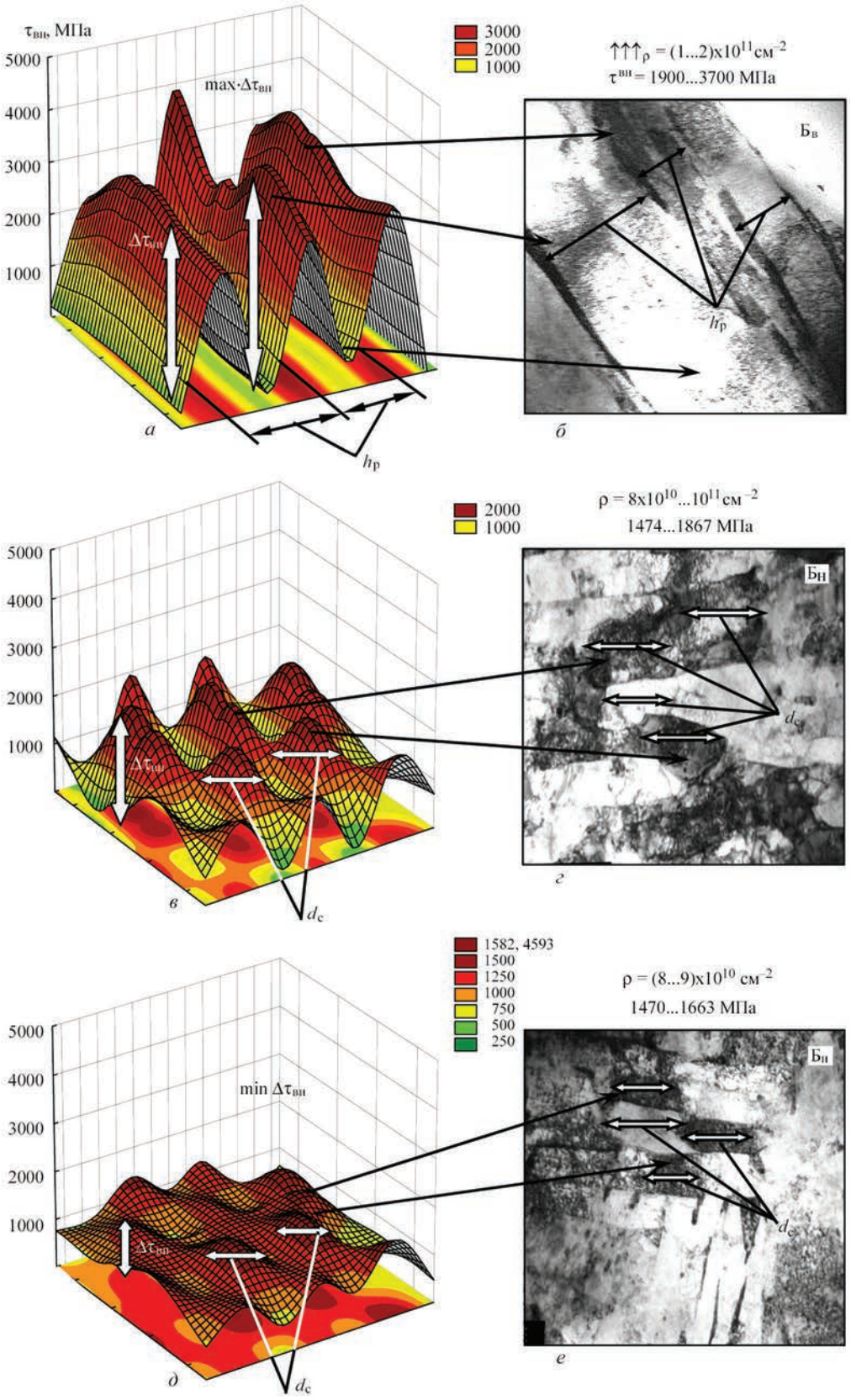


Рис. 7. Распределение локальных внутренних напряжений ($\tau_{вн}$) в металле сварных соединений в структурных зонах: *а*, *б* — бейнита верхнего ($Б_В$) при дуговой сварке ($v_{св}$ = 18 м/ч); *в*, *г* — бейнита нижнего ($Б_Н$) при гибридной лазерно-дуговой сварке ($v_{св}$ = 72 м/ч); *д*, *е* — бейнита нижнего ($Б_Н$) при лазерной сварке ($v_{св}$ = 50 м/ч) (*б*, *г*, *е*, ×30000)

В итоге установлено, что оптимальные свойства прочности, пластичности и трещиностойкости сварных соединений высокопрочных сталей обеспечиваются в условиях лазерной сварки ($v_{св}$ = = 50 м/ч), что обусловлено формированием наиболее дисперсных структур — бейнита нижнего,

мелкозернистого отпущенного мартенсита при отсутствии протяженных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений ($\tau_{вн}$).

Выводы

1. Выполнены исследования структуры и эксплуатационных свойств сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ в зависимости от используемых режимов сварки (дуговая, гибридная лазерно-дуговая и лазерная).

2. Показано, что при различных условиях сварки стали 14ХГН2МДАФБ наблюдаются следующие преобразования структуры: изменяется соотношение формирующихся в зонах сварки фазовых составляющих (бейнита нижнего, верхнего, мартенсита) а также их параметров и объемной доли. В условиях дуговой сварки формируются преимущественно структуры бейнита верхнего при общем увеличении размеров зеренной и субзеренной структур с неравномерным их распределением и градиентной плотностью дислокаций.

3. Переход к режимам гибридной лазерно-дуговой и лазерной сварки способствует формированию структур бейнита нижнего с резким измельчением зеренной, субзеренной структуры при равномерном распределении плотности дислокаций.

4. Анализ взаимосвязи: режимы сварки → структура → свойства свидетельствует о значительном повышении эксплуатационных свойств (прочности, пластичности, трещиностойкости) сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ при переходе к режимам лазерной сварки, что связано с превалирующим влиянием мелкозернистости формирующихся структур бейнита нижнего, отсутствием плотных протяженных дислокационных скоплений с преобладанием в зоне сварки равномерного распределения дислокаций.

1. (1965) *Высокопрочная сталь*: сб. статей. Москва, Металлургия.
2. Гудремон Э. (1959) *Специальные стали*. Москва, Металлургиздат.
3. Шоршоров М. Х., Белов В. В. (1972) *Фазовые превращения и свойства стали при сварке*. Москва, Наука.
4. Krzysztof Madej, Robert Jachym. (2017) Welding of high strength toughened structural steel S960QL. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, **2**, 6–16.
5. Maciej Różański, Sebastian Stano, Adam Grajcar (2016) Effect of braze welding parameters on the structure and mechanical properties of joints made of steel CPW 800. Part 1: Arc Braze Welding. *Ibid*. **6**, 6–12.
6. Ках П., Салминен А., Мартикаинен Дж. (2010) Особенности применения гибридной лазерно-дуговой сварки (Обзор). *Автоматическая сварка*, **6**, 38–47.
7. Kurc-Lisiecka A., Lisiecki A. (2017) Laser welding of the new grade of advanced high-strength steel DOMEX 960. *Materials and Technology*, 51(**7**), 199–204.
8. Liu F., Yu X., Huang C. et al. (2015) Microstructure and mechanical properties of AerMet 100 ultra-high strength steel joints by laser welding. *J. of Wuhan Univ. of Technology*., 30(**4**), 827–830.
9. Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н. и др. (2016) Структура и свойства сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при гибридной лазерно-дуговой сварке. *Автоматическая сварка*, **5–6**, 114–123.
10. 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. *Там же*, **6–7**, 25–31.
11. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. (1986) *Металлофизика высокопрочных сплавов*. Москва, Металлургия.
12. Конрад Г. (1973) Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов. *Сверхмелкое зерно в металлах*. Москва, Металлургия, 206–219.
13. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном. *Там же*, 11–40.
14. Petch N. J. (1953) The cleavage strength of polycrystalline. *J. Iron and Steel Inst*., **173**, 25–28.
15. Orowan E. (1954) Dislocation in metals. New York, AIME.
16. Ashby M. F. (1983) Mechanisms of deformation and fracture. *Adv. Appl. Mech*., **23**, 117–177.
17. Романив О. Н. (1979) *Вязкость разрушения конструкционных сталей*. Москва, Металлургия.
18. Stroh A. N. (1954) The formation of cracks as a recoil of plastie flow. *Proc. of the Roy. Soc. A*, 223(**1154**), 404–415.
19. Панин В. Е, Лихачев В. А., Гриняева Ю. В. (1985) *Структурные уровни деформации твердых тел*. Сибирское отделение, Наука.
20. Conrad H. (1963) Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. *Acta Metallurgica*, **11**, 75–77.

NUMERICAL PREDICTION OF DEFORMATIONS IN SPIRALLY WELDED PIPES USING DIFFERENT WELDING TECHNIQUES

W. PIEKARSKA, M. KUBIAK, Z. SATERNUS, T. DOMAŃSKI
Institute of Mechanics and Machine Design Foundations,
Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland

This study concerns numerical modelling and computer simulation of thermomechanical phenomena accompanying spiral welding of pipes made of stainless steel X5CrNi18–10 using electric arc welding, single laser beam welding and laser-arc hybrid welding techniques. 3D numerical analysis is performed in Abaqus FEA software. Power distribution of spirally moving heat source is implemented into additional DFLUX subroutine, written in Fortran programming language. Thermomechanical properties of steel changing with temperature are taken into account in the analysis. The efficiency of material melting by different welding sources as well as the influence of heat load on the shape of melted zone and deformations of welded pipe are examined.

Manufacturing of spirally welded pipes proceeds in fully automated production lines where hot strip is shaped into a tube by spiral forming with a constant bending radius. Helically formed material is then automatically welded inline by continuously joining abutting strip edges, using gas metal arc welding (GMAW) or gas tungsten arc welding (GTAW) methods [1]. The efficiency of welding in industrial conditions is crucial in pipelines production process. Therefore classical methods of welding are often replaced with modern, automated technology. Nowadays, welding using a laser beam is increasingly implemented in the industry due to high production efficiency and a high quality of obtained joints [2]. During welding, temperature variations in weld and parent metals have important effects on residual stresses as well as dimensional and shape deformations. Deformation and stress generated by temperature field in welded pipes is a serious problem and the source of weld defects, resulting in pipelines fracture and cracking [3]. The prediction of longitudinal and transverse shrinkages, angular distortion and resulting residual stresses is essential for the proper design of pipelines. This work presents a three-dimensional finite element modelling of thermal and mechanical phenomena in spirally welded pipes. Numerical analysis is performed in Abaqus FEA commercial software completed by additional DFLUX subroutine used to implement the distribution and helical motion of welding sources.

Numerical modelling. Numerical simulations are performed in Abaqus FEA assuming thermal and mechanical analysis in separate two steps (Fig. 1). Thermal analysis is performed as «Uncoupled heat transfer» task. Results obtained during the first step of analysis are used in mechanical analysis executed as «Static General» task where isotropic strain generated by temperature distribution is considered for every simulation time period [4]. Energy conservation equation and Fourier's law are numerically solved in Abaqus FEA to determine temperature field in welded pipe. Governing equation in thermal analysis is completed by initial condition and boundary conditions of Dirichlet, Neumann and Newton type with heat loss due to convection, radiation and evaporation taken into considerations. The variational formulation of energy conservation equation is expressed as follows:

$$\int_V \rho \dot{U} \delta T dV + \int_V \frac{\partial \delta T}{\partial x_\alpha}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x_\alpha}\right) dV = \\ = \int_V \delta T q_V dV + \int_S \delta T q_S dS, \quad (1)$$

where $\lambda = \lambda(T)$ is a thermal conductivity, W/(m·K); U is a internal energy; q_v is laser beam heat source, W/m^3; q_S is a heat flux toward element surface, W/m^2; δT is a variational function; ρ is density, kg/m^3.

Latent heat associated with solid-liquid transformation ($H_L = 260 \cdot 10^3$ J/kg) is taken into account in specific heat $c(T) = dU/dT$(J/(kg·K)), assuming linear approximation of solid fraction between solidus and liquidus temperatures ($T_S = 1400$ °C and $T_L = 1455$ °C).

Obtained thermal history is used in mechanical analysis of spirally welded pipe. The equilibrium equation and constitutive relations are expressed in the rate form:

$$\nabla \circ \dot{\sigma}\left(x_\alpha, t\right) = 0, \quad \dot{\sigma}_{ij} = \dot{\sigma}_{ji} \\ \dot{\sigma} = D \circ \dot{\varepsilon}^e + \dot{D} \circ \varepsilon^e, \quad \varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p + \varepsilon^{Th}, \quad (2)$$

where $\sigma = \sigma(\sigma_{ij})$ is stress tensor; x_α describes location of considered point (material particle); (°) is inner exhaustive product; $D = D(T)$ is a tensor of temperature dependent material properties; ε is total strain; ε^e is elastic strain; ε^p is plastic strain and ε^{Th} is thermal strain.

Equation (5) is completed by boundary conditions specified to prevent rigid body motion and initial conditions: $\sigma(x_\alpha, t_0) = \sigma(x_\alpha, T_S) = 0$, $\varepsilon(x_\alpha, t_0) = \varepsilon(x_\alpha, T_S) = 0$.

Modelling of heat source power distribution. Gaussian model is used with linear decrease of energy

© W. PIEKARSKA, M. KUBIAK, Z. SATERNUS, T. DOMAŃSKI, 2017

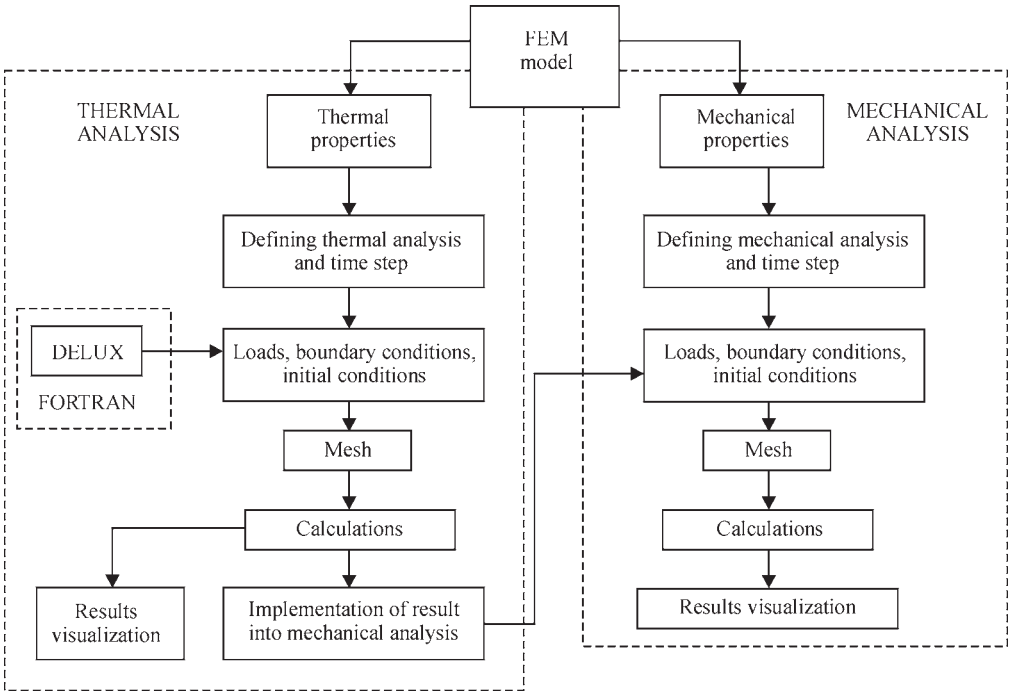


Fig. 1. Diagram of thermomechanical analysis performed in Abaqus FEA [4]

density along material penetration depth to describe distribution of a laser beam power [5], whereas defined by Goldak [6] «double ellipsoidal» power distribution of a heat source is used to simulate arc welding conditions. Gaussian distribution and Goldak model are used in computer simulation of laser-arc hybrid welding process. In this case heat sources cooperating in tandem along welding line. Relative arrangement with leading electric arc is assumed and with the distance between heat sources d = 3mm.

Heat source models are implemented into DFLUX subroutine with defined spiral movement along surface of a pipe. The motion of heat source in Cartesian coordinates system is expressed as follows:

$$\begin{cases} x = R_Z \sin(\phi_0 + \omega t) \\ y = R_Z \cos(\phi_0 + \omega t), \\ z = z_0 + v_2 t \end{cases} \quad (3)$$

where R_z is outer radius of the pipe, m; t is time, s; ϕ_0 is the angle of the initial position of heat source on the outer shell; $\omega = v_1$ is angular speed in which v_1 = = const is peripheral speed; z_0 is a initial position on the axis z, v_2 is an axial speed along z axis. Welding

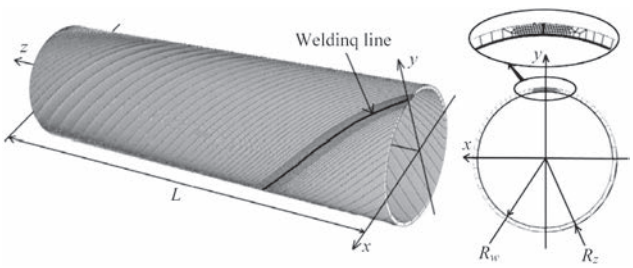


Fig. 2. Finite element mesh used in numerical analysis

speed v is the result of the peripheral v_1 and axial v_2 speed $v = \sqrt{v_1 + v_2}$.

Results and discussion. Three dimensional finite element model was developed for spirally welded pipe with dimensions outer radius R_z = 30 mm, inner radius R_w = 28.4 mm and length L = 200 mm. Figure 2 shows finite element mesh used in calculations. Both analysis steps use the same cuboid finite element mesh with the highest density in the helical welding line. Finite element mesh used in calculations consists of 44409 elements.

The laser beam heat source parameters were set basing on the experimental research made in [7], while for other analyzed processes-to ensure full ma-

Heat sources parameters assumed in calculations

Heat sources parameters	Laser beam welding	Arc welding	Laser-arc welding
Power	1000 W	Q_A = 1000 W	Q_A = 300 W, Q_L = 600 W
Geometry	r_0 = 0.9 mm, s = 2 mm	c_1 = 2 mm, c_2 = 5 mm, a = 1.5 mm, b = 0.5 mm, f_1 = 0.6, f_2 = 1.4	Sources offset: d = 3mm; Arc: c_1 = 2 mm, c_2 = 5 mm, a = 1.5 mm, b = 0.5 mm, f_1 = 0.6, f_2 = 1.4; Laser: r_0 = 0.9 mm, s = 2 mm
Welding speed	v = 30 mm/s	v = 25 mm/s	V = 40 mm/s

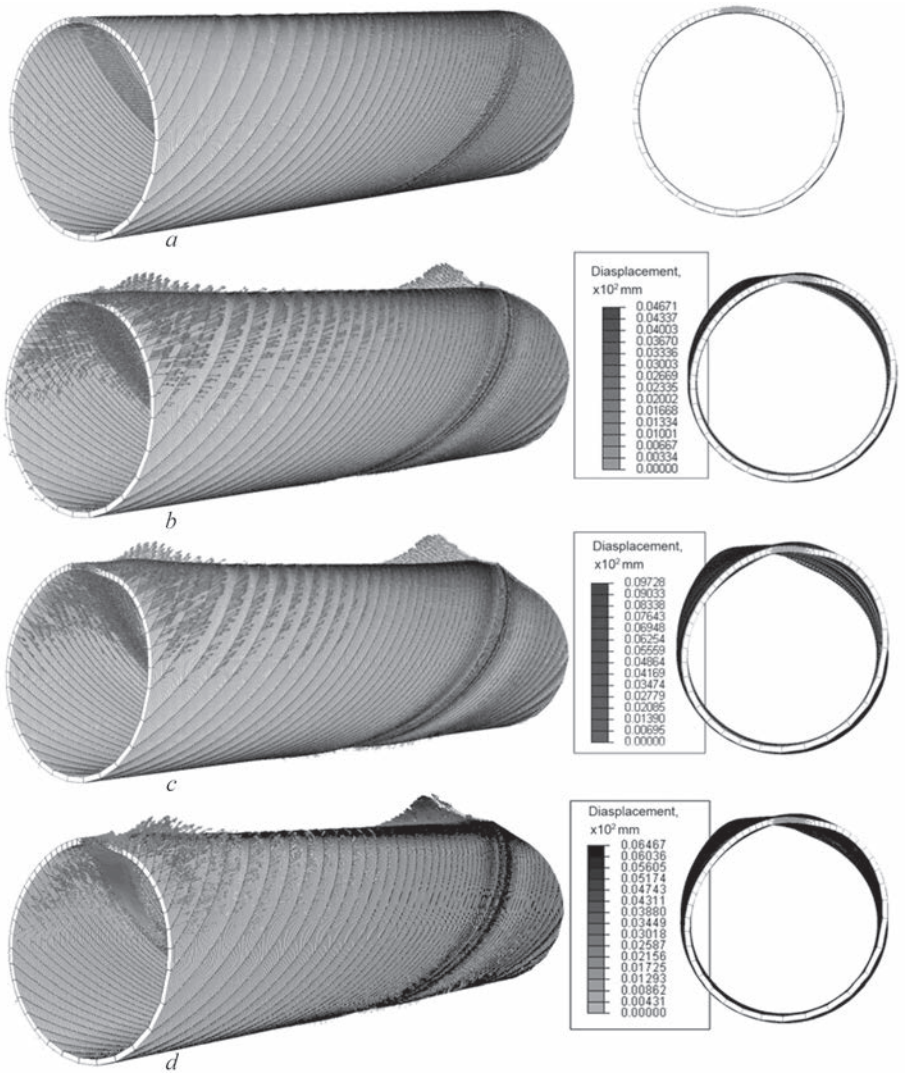


Fig. 3. Geometry of a pipe before welding and calculated deformations in laser beam welding (*a*), electric arc welding (*b*) and laser-arc hybrid welding processes (*c*)

terial penetration with similar thermal influence zone. Heat sources parameters are summarized in Table.

Figure 3 shows overall distortion of spirally welded pipe after laser welding (Fig. 3, *a*), arc welding (Fig. 3, *b*) and hybrid welding (Fig. 3, *c*) respectively with marked vectors (directions) of deformation.

Conclusions

On the basis of numerically obtained results significant differences in welding distortion is observed at similar residual stress. It can be observed that largest distortion appears at both ends of the pipe. These deformations are the cause of non-uniformity of pipe's cross section (so-called «ovality» of pipe section). The smallest distortion and «ovality» of spirally welded pipe is achieved in laser welding process. However, from a practical point of view, the hybrid welding process is performed without the need for precise fit-up of joined edges and slightly larger distortion in comparison with laser welded joint are obtained. Therefore, this method appears to be advantageous.

1. Komizo Y. (2008) Overview of recent welding technology relating to pipeline construction. *Transact. of JWRI*, **37**, 1–5.
2. Daves C. (1992) *Laser welding*: A practical guide, Abington Publishing, Cambridge.
3. (2007) *Welded Steel Pipe Design Manual*. Merits, Design Standards, Technical Data and References, American Iron And Steel Institute, USA.
4. (2007) *SIMULIA; Abaqus theory manual*. Version 6.7; Dassault System.
5. Tsirkas S.A., Papanikos P., Kermanidis Th. (2003) Numerical simulation of the laser welding process in butt-joint specimens. *J. Mater Process Tech*., **134**, 59–69.
6. Goldak J.A. (2011) Computational Welding Mechanics, Springer, USA, 2005. 7. Arif A.F.M., Al-Omari A.S., Yilbas B.S., Al-Nassar Y.N., Thermal stress analysis of spiral laser-welded tube. *J. Mater. Process. Tech.*, **211**, 675–687.

ОБЗОР РАЗРАБОТОК В ОБЛАСТИ ТЕХНИКИ И ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ, ВЫПОЛНЕНЫХ В ИЭС им. Е.О. ПАТОНА (ОБЗОР)

В. Д. ШЕЛЯГИН, А. Г. ЛУКАШЕНКО, В. Ю. ХАСКИН, А. В. БЕРНАЦКИЙ, А. В. СИОРА, И. В. ШУБА
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

В работе выполнен обзор ряда разработок в области техники и технологии лазерной сварки, которые выполнялись в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины в последние годы и были апробированы или внедрены промышленно. Показано, что технологии лазерной сварки наиболее востребованы в атомной, химической, приборостроительной, авиа- и ракетостроительной отраслях промышленности Украины.

Глобальной тенденцией мирового прогресса в экономике наиболее развитых стран, является широкое применение и совершенствование новых наукоемких перспективных технологий, например, таких как лазерные [1]. Использование лазерных технологий имеет решающее значение для повышения производительности труда и конкурентоспособности экономики. Отличительными особенностями применения лазеров в производстве являются высокое качество получаемых изделий, высокая производительность процессов, экономия людских и материальных ресурсов, экологическая чистота.

Лазеры, благодаря таким уникальным свойствам как высокая концентрация мощности излучения, когерентность, монохроматичность, нашли широкое применение в различных отраслях промышленности, науки, техники, связи, медицине, биологии и других областях [1-13]. Анализ объема мирового рынка реализованных источников лазерного излучения (без учета сопутствующих компонентов, технологической и другой оснастки) в 2013–2016 годах и прогноз на 2017 г. представлены на рис. 1 [4]. Согласно данным авторитетного профильного издания «Laserfocusworld», за последние пять лет рынок лазерной техники неуклонно растет и его ежегодный объем уже превышает 10 миллиардов долларов США. При этом доля источников лазерного излучения, применяемых для обработки материалов составляет около 30 % (рис. 2) [4]. В свою очередь, основными технологическими операциями обработки материалов, для выполнения которых используется лазерное излучение, являются резка (35 %), сварка (25 %) микрообработка (20 %) и гравировка (15 %) [1].

Анализ международного рынка лазерных технологий [1], позволяет выявить основные тенденции его развития. Таковыми являются:

1) высокая доля стоимости затрат на оборудование в общем объеме рынка лазерных технологий;

2) сохранение бизнеса лазерных технологий в странах Западной Европы, США и других стран с развитой экономикой, что отражает необходимость использования высококвалифицированного персонала;

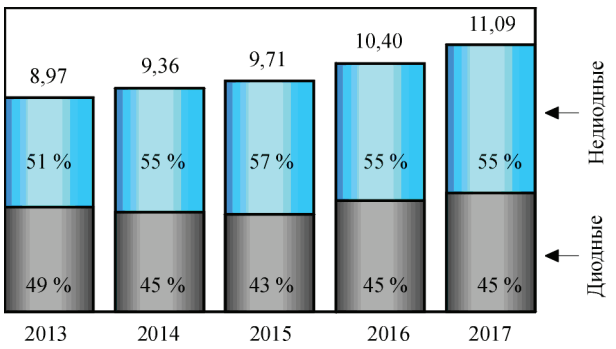


Рис. 1. Показатели продаж мирового рынка лазерных установок в 2013–2016 гг. (без учета манипуляторов и техоснастки) и прогноз на 2017 г. по данным «Laserfocusworld» [4]

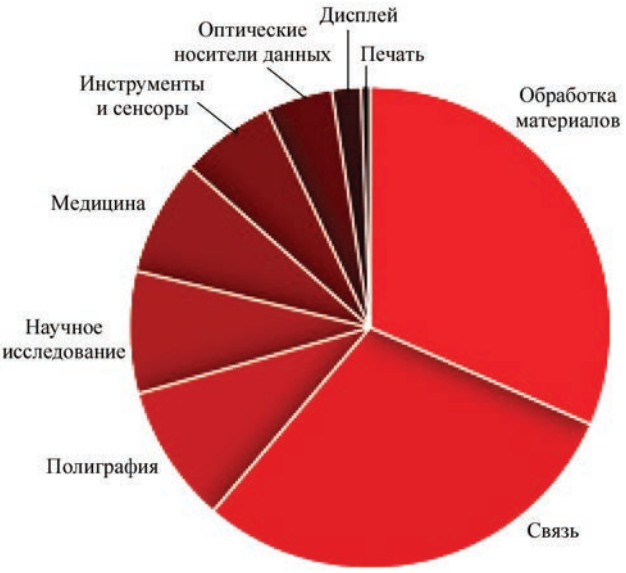


Рис. 2. Распределение применений лазерных установок для различных отраслей промышленности в мире по данным «Laserfocusworld» [4]

© В. Д. ШЕЛЯГИН, А. Г. ЛУКАШЕНКО, В. Ю. ХАСКИН, А. В. БЕРНАЦКИЙ, А. В. СИОРА, И. В. ШУБА, 2017

3) высокая стоимость лазерного технологического оборудования приводит к снижению спроса потребителей на технику с улучшенными техническими характеристиками;

4) увеличение доли услуг происходит и из-за возрастающей сложности лазерных технологических систем, что требует больших усилий и затрат на их установку, развитие и обслуживание, а также наличие обслуживающего персонала высокой квалификации;

5) тенденция к привлечению сторонних организаций для выполнения функций, связанных с применением лазерных технологий.

Все вышеперечисленные тенденции характерны и для рынка лазерных технологий обработки материалов в Украине. Кроме того, следует отметить, что наиболее характерными дополнительными факторами, сдерживающими развитие рынка лазерных технологий в Украине, являются:

1) отсутствие отечественных производителей современных мощных лазерных установок для обработки материалов;

2) утрата технологий изготовления расходных компонентов (оптических; силовых; электронных и др. элементов), которые были разработаны и внедрены более 30 лет назад, а также неспособность оставшихся отечественных производств переориентироваться на потребности стремительно развивающегося рынка компонентов для лазерных технологий;

3) долевое распределение использования лазерных технологий обработки материалов (резки, сварки, термообработки, гравировки и др.) на предприятиях Украины отличается от данных работы [1].

В настоящее время, по данным авторов, для рынка лазерных технологий обработки материалов Украины характерно доминантное, по сравнению с другими технологиями, использование лазерной резки (оценочно около 65 % от общего рынка обрабатывающих комплексов). Из остальных технологий лазерной обработки, наиболее востребованными остаются лазерная маркировка (оценочно около 15 % от общего рынка обрабатывающих комплексов) и стремительно развивающаяся в последние годы технология 3D-печати (оценочно около 10 % от общего рынка обрабатывающих комплексов). Рынок технологических комплексов для процессов лазерной сварки, термообработки, прошивки отверстий и других технологий, по данным авторов, не превышает 10 % от общего рынка обрабатывающих лазерных комплексов. Изменение сложившейся ситуации с «перекосом» запросов отечественного рынка обрабатывающих лазерных комплексов в сторону резки и приведение его к уровню мировых стандартов, характерных для стран с развитой экономикой, возможно путем решения ряда задач, одной из которых является разработка конкурентоспособных на мировом рынке отечественных технологий и оборудования для лазерной сварки различных материалов.

Лазерная сварка металлических материалов применяется при создании конструкций авиационных и морских судов, деталей медицинской техники и узлов приборостроения, а также во многих других отраслях промышленности. В Украине, разработками в области лазерной сварки, успешно занимаются научные коллективы ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, НТУУ «КПИ» и других ВУЗов, а также научных лабораторий ряда крупных промышленных предприятий.

В данной статье выполнен обзор ряда разработок в области техники и технологии лазерной сварки, которые были выполнены в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины в последние годы и были апробированы или внедрены промышленно.

В ходе выполнения научных работ в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины решалась задача установления закономерностей влияния технологических параметров лазерной сварки тонкостенных труб на геометрию и механические характеристики получаемых стыковых соединений холоднокатаной ленты толщиной δ = 0,15...0,2 мм из высоколегированных коррозионно-стойких сталей 12Х18Н10Т (ГОСТ 4986–79) и 1.4541 (DIN EN 10028-7:2000), с учетом требований последующего изготовления из них многослойных сильфонов [10]. По результатам сравнения геометрии, структуры и механических свойств полученных соединений установлено, что, определяющим параметром, влияющим на качество данного сварного соединения, является погонная энергия, оптимальный диапазон варьирования которой лежит в пределах от 3 до 5 Дж/мм. Результаты, полученные в ходе проведения данной работы, были положены в основу разработки промышленной технологии изготовления прямошовных тонкостенных сварных труб различного диаметра из нержавеющих сталей, использующихся для производства многослойных сильфонов по ГОСТ 21744–83 (рис. 3). Такие сильфоны предназначены для работы в качестве компенсационных элементов, разделителей сред, уплотнительных устройств, а также элементов силового узла в средах, не вызывающих коррозии материала, при температуре от –260 до +550 °С.

Спроектированные трехкоординатные комплексы типа «АРМА-100М» (рис. 4) для лазерной сварки прямошовных тонкостенных труб из нержавеющих сталей, внедрены на ЗАО «КЦКБА» (г. Киев) и ООО «НИИЦ «АРМАТОМ» (г. Киев).

Рис. 3. Внешний вид заготовки многослойного сильфона (изготовленной с применением тонкостенных труб, сваренных лазерным излучением) после гидроформовки

Применение разработанных технологических рекомендаций и оригинальной технологической оснастки, позволили обеспечить производительность одного такого комплекса до 5000 шт. заготовок для сильфонов в месяц. Готовая продукция уже используется в различной запорной арматуре, работающей в трубопроводах повышенного давления, при постоянной высокочастотной и низкочастотной вибрации, а также в запорных узлах, требующих точной установки положения запорного органа. Изготовленные с применением лазерной сварки многослойные сильфоны сертифицированы в соответствии с требованиями норм и правил, а также других нормативных документов, устанавливающих требования по безопасности в области атомной энергетики.

Продолжением предыдущей работы стала разработка технологии и оснастки для лазерной сварки сильфонных компенсаторов. Они соединяют детали и узлы, осуществляющие в процессе эксплуатации относительные перемещения или работающие в условиях вибрации. Основным рабочим элементом этих изделий является сильфон — гибкая гофрированная металлическая трубка из тонкостенной нержавеющей стали. Для получения сильфонных компенсаторов гофрированную трубку сваривают с массивной арматурой (фланцами, трубками, втулками и др.). Проведенные исследования показали, что для изготовления сильфонных компенсаторов из нержавеющих аустенитных сталей, целесообразно применять лазерную сварку излучением с импульсной модуляцией. Были разработаны оборудование (рис. 5) и технологические приемы лазерной сварки сильфонных компенсаторов, позволяющие получать в литом металле швов и в ЗТВ мелкозернистые структуры, имеющие повышенный уровень механических характеристик. Данная разработка была внедрена на ПАО «Киевский завод «Аналитприбор» (г. Киев)

Рис. 4. Внешний вид трехкоординатного комплекса «АРМА-100М» для лазерной сварки

и ООО «НИИЦ «АРМАТОМ» (г. Киев) для лазерной сварки корпусов датчиков (рис. 6).

Институт стратегических технологий имени академика С.Н. Конюхова (г. Днипро) на протяжении последнего ряда лет занимается проблемами разработки принципиально нового силового агрегата плазменного двигателя ПД140, который используется в составе маршевой или коррекционной двигательной установки ракетно-космической техники. Изготовление отдельных сборочных единиц данного силового агрегата предполагает чрезвычайно жесткие требования по раскрою и качеству сварки его составных элементов. Совместно с ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины были выполнены работы по апробации технологий лазерного раскроя и последующей лазерной сварки без механической обработки свариваемых кромок (250 шт.), деталей спирального нагревателя толщиной 0,25 мм (изготовленного из титанового сплава ВТ6). Результаты работ позволяют утверждать о значительном облегчении операции стыковки кромок деталей, и улучшении качества

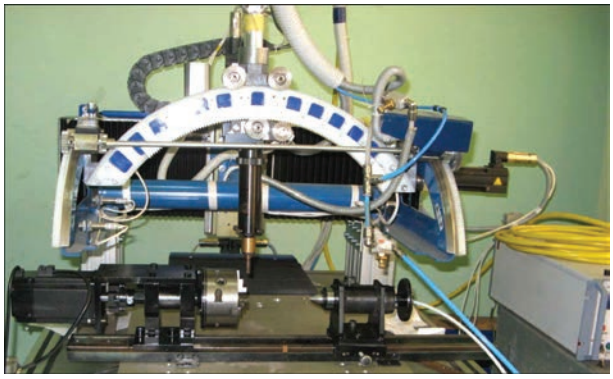


Рис. 5. Технологический комплекс для лазерной сварки сильфонных компенсаторов

Рис. 6. Партия сильфонных компенсаторов, изготовленных с применением лазерной сварки

сварных соединений. Исследованный уровень механических характеристик свидетельствует о высокой надежности сварных соединений и перспективности применения данных технологий в ракетно-технической отрасли.

При различных способах дуговой сварки плавлением часто используется технологический прием, заключающийся в заполнении расплавленным присадочным металлом пространства между свариваемыми кромками [10]. Аналогичный прием для лазерной сварки используется редко. Обычно стараются минимизировать зазор между соединяемыми кромками и не использовать присадочные материалы (для снижения энергозатрат). Нами предложен способ соединения кромок, которые невозможно плотно состыковать (например, имеющих перфорацию). В его основу положена лазерная порошковая наплавка. Свариваемые кромки сводятся с небольшим (до одного диаметра отверстия перфорации) зазором и плотно прижимаются к медной технологической подкладке. В качестве вспомогательного оборудования используется питатель-дозатор для подачи присадочного порошка с грануляцией 60…100 мкм. Материал присадки подбирается в зависимости от металла свариваемых кромок. В процессе сварки зазор заполняется порошком, который плавится лазерным излучением. Такой прием позволяет на 10…30 % повысить коэффициент поглощения лазерного излучения по сравнению с обычной сваркой. По разработанной технологии проводилась лазерная сварка корпусов трубчатых фильтрующих элементов с толщиной стенки δ = 0,5…0,6 мм (сталь Х18Н10Т) (рис. 7). В листовых заготовках корпусов трубчатых фильтрующих элементов методом механической просечки или электроискровой эрозии выполнены отверстия Ø0,5…0,8 мм с шагом 0,8…1,0 мм. После порезки перфорированного листа и формовки из него трубчатых заготовок корпусов, плотно состыковать свариваемые кромки без получения зазора не представляется возможным. Опытно-промышленные партии корпусов трубчатых фильтрующих элементов, изготовленных в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины по разработанной технологии лазерной сварки с порошковой присадкой, прошли успешные промышленные испытания и нашли свое применение при изготовлении элементов для фильтрации жидкостей на ОДО «Черновицкий химзавод» (г. Черновцы).

Для решения задач в области сварки вагоностроительного завода (г. Чунчунь, Китайская Народная Республика), выполнена разработка инструмента для ручной лазерной сварки изделий (рис. 8), в частности элементов внутрикорпусных конструкций вагонов современных скоростных железнодорожных поездов. Разработанный лазерный ручной инструмент входит в состав сварочной установки, которая управляется одним оператором-сварщиком. Массогабаритные характеристики разработанного ручного лазерного инструмента позволяют производить сварку в различных пространственных положениях.

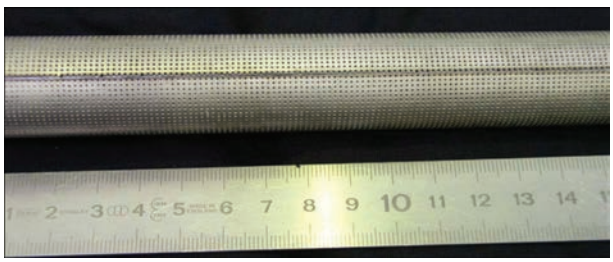


Рис. 7. Корпус тонкостенного трубчатого фильтрующего элемента, изготовленного по разработанной технологии лазерной сварки с порошковой присадкой

Рис. 8. Внешний вид разработанного инструмента для ручной лазерной сварки

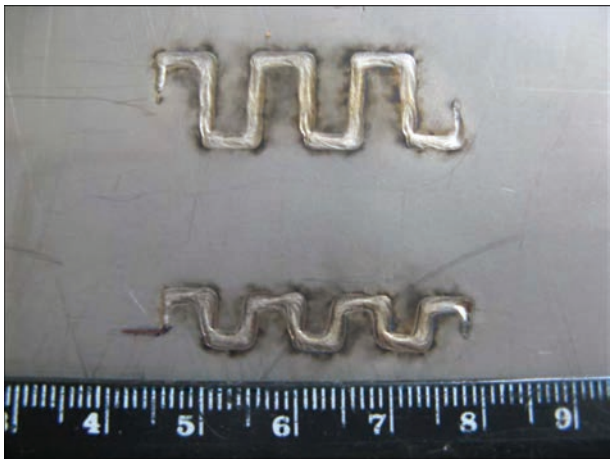


Рис. 9. Внешний вид сварочных швов, выполненных по криволинейной траектории с помощью инструмента для ручной лазерной сварки

Функциональные возможности разработанного инструмента, позволяют выполнять сварку с перемещением источника лазерного нагрева по любой заданной траектории (рис. 9) в пределах рабочего поля размером 50×30 мм. Проведенные металлографические исследования и механические испытания нахлесточных сварных соединений из нержавеющей стали 12Х18Н10Т (толщина листа 2 мм), полученных с использованием разработанного ручного лазерного инструмента, показали, что уровень их механических характеристик не

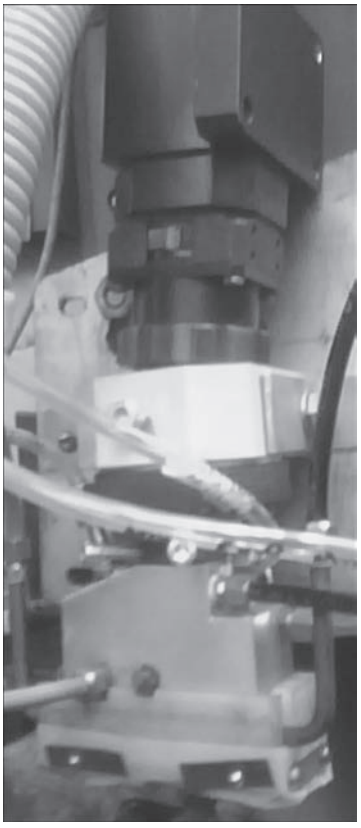


Рис. 10. Внешний вид разработанной рабочей головки для лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварки

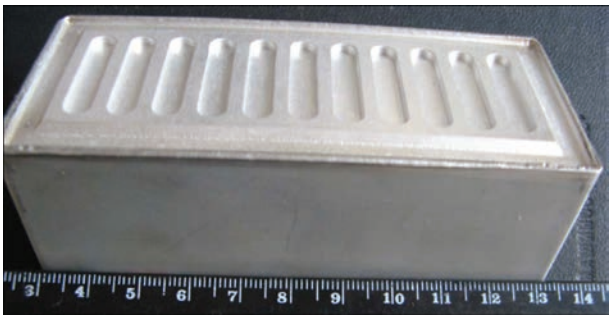


Рис. 11. Внешний вид фрагмента корпуса аккумулятора из сплава АМг6 (δ = 0,8 мм), сваренного замкнутым швом с использованием излучения волоконного лазера

уступает характеристикам соединений, полученных с помощью автоматической лазерной сварки.

Для проведения научных исследований в области изучения физики процессов совместного воздействия непрерывного и импульсного лазерного излучения с длиной волны 1,07 мкм и импульсной дуговой плазмы на различные металлы, по заказу «Харбинского института сварки Академии машиностроения и технологий Китая» (г. Харбин, КНР), выполнены разработка и изготовление оборудования (рис. 10). Создан комплекс устройств, предназначенных для выполнения технологических операций лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварки тонколистовых (0,1...2,0 мм) металлов на постоянном, импульсном, переменном токе с возможностью раздельного регулирования амплитуды и длительности протекания тока, а также возможностью воздействия непрерывного и импульсного лазерного излучения.

Прошли промышленные испытания и апробацию на базе ряда украинских и зарубежных авиа- и ракетостроительных предприятий и другие научные разработки ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины по лазерной сварке. Среди нах: сварка разнородных материалов (титановых сплавов с алюминиевыми; углеродистых с высоколегированными нержавеющими сталями; сварка между собой различных марок коррозионностойких высоколегированных сталей и др.); сварка стрингер-

Рис. 12. Корпус датчика из стали 08Х18Н10Т сваренный лазерным излучением

ных панелей и других элементов конструкций летательных аппаратов из титановых сплавов [12]; стыковая сварка сложнопрофильных отражающих пластин из никелевых сплавов; сварка корпусных изделий из алюминиевых сплавов (рис. 11); изготовление различных датчиков из высоколегированных сталей (рис. 12) и жаропрочных сплавов.

Выводы

1. В настоящее время отличительными тенденциями, характерными для рынка лазерных технологий обработки материалов в Украине, по сравнению с международным рынком, являются: отсутствие отечественных производителей современных мощных лазерных установок для обработки материалов; утрата технологий изготовления расходных компонентов; превалирование на отечественном рынке запросов на оборудования для резки.

2. Увеличение на отечественном рынке доли лазерной сварки возможно путем разработки отечественных технологий и создания оборудования для лазерной сварки различных материалов, конкурентоспособных ведущим мировыми.

3. На сегодняшний день технологии лазерной сварки наиболее востребованы в атомной, химической, приборостроительной, авиа- и ракетостроительной отраслях промышленности Украины.

4. Высокий уровень разработок ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины в области технологий и оборудования лазерной сварки подтверждается их востребованностью на мировом рынке.

1. Евстюнин Г. А. *Анализ российского и международного рынка лазерных технологий*. http://docplayer.ru/29560271-Analiz-rossiyskogo-i-mezhdunarodnogo-rynka-lazernyh-tehnologiy-prezentaciya-k-kursu-lekciy-priglashyonnogo-specialista.html.
2. *Annual Laser Market Review & Forecast: Can Laser Markets Trump a Global Slowdown*? http://www.laserfocusworld.com/articles/print/volume-52/issue-01/features/annual-laser-market-review-forecast-can-laser-markets-trump-a-global-slowdown.html.
3. *Лазеры на мировом и отечественном рынке*. http://online.mephi.ru/courses/new_technologies/laser/data/lecture/1/p24.html.
4. *Annual Laser Market Review & Forecast: Where Have All the Lasers Gone*? http://www.laserfocusworld.com/articles/print/volume-53/issue-01/features/annual-laser-market-review-forecast-where-have-all-the-lasers-gone.html.
5. Tsukamoto S. (2003) Laser Welding. *Welding International*, 17(**10**), 767–774.
6. Yamaguchi T., Katoh M., Nishio K. (2009) Mechanical properties of aluminium alloy welds by laser beam. *J.of Light Metal Weld. + Constr*., **4**, 13–22.
7. Cao X., Jahazi M., Immarigeon J. P., Wallace W. (2006) A review of laser welding techniques for magnesium alloys. *J. of Materials Processing Technology*, 171(**2**), 188–204.
8. Schubert E., Klassen M., Zerner I., et al. (2001) Lightweight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry. *Ibid*., 115(**1**), 2–8.
9. Chen H.-C., Pinkerton A. J., Lin Li (2011) Fibre laser welding of dissimilar alloys of Ti–6Al–4V and Inconel 718 for aerospace applications. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 52(9), 977–987.
10. Шелягин В. Д., Лукашенко А. Г., Лукашенко Д. А. и др. (2011) Лазерная сварка тонколистовой нержавеющей стали. *Автоматическая сварка*, **4**, 45–49.
11. Шелягин В. Д., Хаскин В. Ю., Шитова Л. Г. и др. (2005) Многопроходная сварка сталей больших толщин с использованием лазерного излучения. *Там же*, **10**, 48–52.
12. Патон Б. Е., Шелягин В. Д., Ахонин С. В. и др. (2009) Лазерная сварка титановых сплавов. *Там же*, **10**, 35–39.
13. Nikolov M. (2014) Trends in development of weld overlaying during the 21ST century. *Acta Technologica Agriculturae*, 17(**2**), 35–38.

ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ КОНВЕКЦІЙНО-ІНФРАЧЕРВОНИХ ВИПРОМІНЮВАНЬ ДЛЯ ОБРОБКИ ЖИВИХ ТКАНИН

І. Ю. ХУДЕЦЬКИЙ[1,2], І. В. КРИВЦУН[1,2], Ю. В. АНТОНОВА-РАФІ[1]
[1]НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. І. Сікорського», Київ, Україна
[2]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, Україна

Хірургія залишається провідною галуззю медицини в наданні допомоги травмованим, пораненим та хворим. Дорожньо-транспортні пригоди (ДТП) залишаються провідною причиною травм та загибелі людей в Україні. Щороку в аваріях травмується понад 30 тисяч та гине близько 3 тисяч громадян [1]. Для значної частини травмованих питання життя, смерті чи інвалідності залежить від ефективності надання хірургічної допомоги. Кількість поранених в ході бойових дій у зоні АТО за різними даними коливаються від 3 до 10 тисяч щорічно [2]. До цієї кількості слід додати значну кількість травмованих на виробництві та у сільському господарстві. Особливістю усіх цих травм і поранень є первинне інфікування ран та відтерміноване надання кваліфікованої та спеціалізованої хірургічної допомоги. Допомога потерпілим та пораненим надається, як правило у два етапи. На першому етапі допомога надається безпосередньо на місці травмування або поранення. Метою цієї допомоги є зупинка кровотечі та попередження розвитку інфекцій. Кваліфікована та спеціалізована хірургічна допомога надається після транспортування (евакуації) до відповідного медичного закладу. Там пацієнтам надається відповідна допомога. Як правило це масштабні оперативні втручання з приводу політравми ускладненої розвитком певної стадії інфекційного процесу.

Хірургічні маніпуляції загалом та технології їх застосування, як спосіб надання медичної допомоги пацієнтам, займають одне з провідних місць в медицині. Для проектувальників медичної апаратури хірургічні операції можна представити, як набір типових, достатньо простих, хірургічних маніпуляцій. Найбільш важливі з них — це розтин та видалення тканин, зупинка кровотечі, санація інфікованих та хронічних гнійних ран, з'єднання тканин. В залежності від конкретного виду операцій на тому чи іншому органі, існує велика кількість різновидів цих маніпуляцій, які потребують спеціальної апаратури чи інструменту для їх виконання.

Оперативні втручання з приводу інфекційно-ускладненої патології є значним розділом хірургії і мають свою специфіку у виконанні маніпуляцій, вимог до апаратури та інструментів, що застосовуються для здійснення оперативних втручань. Хірургічна обробка інфікованих ран та гемостаз при проведенні операцій залишається актуальною проблемою сучасної охорони здоров'я. На їх виконання, за різними авторами, приходиться від 30 до 70 % витрат часу та матеріалів під час операції [3, 4]. Інфекційні ускладнення та недостатній гемостаз в значній частині випадків є причиною післяопераційних ускладнень та суттєвого підвищення затрат на лікування.

Зважаючи на актуальність цієї проблеми в практичній медицині все ширше використовують цілий ряд технологій гемостазу та санації ран, в основі яких лежать температурні ефекти, що виникають в живих тканинах під дією різних фізичних факторів. Часто їх об'єднують під спільним терміном термохірургічні технології. Сучасні способи та методики термічної хірургії використовують такі досягнення сучасної науки і технологічні можливості з їх реалізації, як лазерні скальпелі, ультразвукові деструктори, високочастотні електротермокоагулятори, плазменні хірургічні апарати [5]. Кожна з перерахованих технологій має свої переваги та технологічну нішу застосування.

Безконтактні технології мають очевидні переваги з точки зору біобезпеки пацієнта у порівнянні з контактними технологіями, де на зміну громіздким процедурам стерилізації багаторазового хірургічного інструменту сформувалась тенденція розробки достатньо дорогого одноразового інструменту та технологій його утилізації. До безконтактних термохірургічних технологій можна віднести: плазменні (аргоноплазма, NO-плазма та ін.), потоки когерентного і некогерентного випромінювання (видимий діапазон та суміжні області), конвекційно-інфрачервоні потоки[6].

Особливістю конвекційно-інфрачервоних технологій (КІ-технологій), що застосовуються в сучасній хірургії, є можливість здійснювати гемостаз (зупиняти кровотечі) з дрібних судин, тканин, включаючи паренхіматозні органи, та губчастих кісток з одночасною дезінфекцією поверхні рани на усіх стадіях інфекційного процесу [7]. Іншою особливістю КІ-технологій є можливість здійснення безкровних розтинів, що є актуальним для пацієнтів з уродженою (гемофілія) чи набутою

© І. Ю. ХУДЕЦЬКИЙ, І. В. КРИВЦУН, Ю. В. АНТОНОВА-РАФІ, 2017

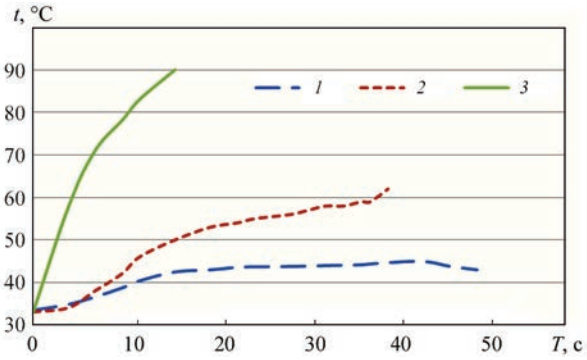


Рис. 1. Динаміка температури на поверхні м'язової тканини в залежності від тривалості опромінення пучком лазеру з діаметром п'ятна на поверхні 1мм: *1* — 30 Вт; *2* — 100 Вт; *3* — 130 Вт

(прийом антикоагулянтів) патологією згортання крові.

Окремим напрямком термохірургії є поєднання кількох технологій. Наприклад високочастотної технології зварювання живих м'яких тканин та конвекційно-інфрачервоної обробки ран в рамках одного багатофункціонального апарату. Ще більші перспективи спостерігаються при поєднання КІ-технологій та можливостей здійснення розтину з застосуванням лазерного скальпелю.

Для проведення експериментальних досліджень, пов›язаних з вивченням закономірностей зміни температур нагрівання органічних середовищ при різних умовах когерентного опромінення та доцільності і ефективності поєднання конвекційно-інфрачервоної обробки м'яких тканин та застосування лазерного скальпеля був використаний експериментальний стенд. Експериментальний стенд відповідав наступним вимогам: забезпечення виконання поставлених задач дослідження, можливість широкодіапазонного регулювання основних параметрів процесу лазерного опромінювання органічних середовищ, можливість контролю всіх основних параметрів лазерного пучка.

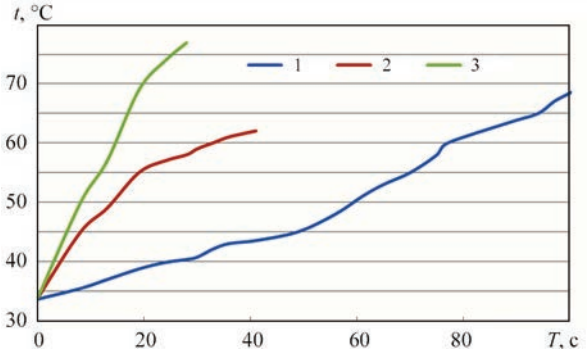


Рис. 2. Динаміка температури на поверхні м'язової тканини в залежності від тривалості опромінення пучком лазеру з діаметром п'ятна на поверхні 5мм: *1* — 30 Вт; *2* — 100 Вт; *3* — 130 Вт

В якості випромінювача застосований лазер на алюмо-іттріевом гранаті з неодимом (Nd:YAG) типу ЛТН-102 з наступними основними параметрами: довжина хвилі випромінювання λ = = 1,06 мкм; максимальна вихідна потужність випромінювання 130 Вт, номінальна 70 Вт, розходження θ = 12 мрад, активний елемент випромінювача YAG:Nd3 + ∅ 6,3 мм; L = 100 мм, режим роботи випромінювача безперервний.

Також використовувався промисловий лазеру з довжиною хвилі 10,6 мкм та потужністю 200 Вт при швидкості проходження 8 м/хв. і фокусній відстані 127 мм.

Процедура проведення експерименту. Біологічна тканина, яка досліджується, товщиною 10±1мм термостатується в фізіологічному розчині на рівні 37 °С, паралельно теплоімітатор виводиться на режим 37 °С. Біологічна тканина піддається лазерному опроміненю при різних параметрах пучка. При проведенні експерименту змінювались потужність та діаметр пучка. Температурні зміни фіксуються за допомогою тепловізора.

Спочатку проводився лазерний вплив, потім знімалися температурні показники. Після проведення експерименту зразок розтинався по осі дії лазерного випромінювання та проводились дослідження змін, що відбулись в біологічній тканині, фіксувалися температурні показники.

В ході проведення експериментів проводились вимірювання динаміки температури м'язевої тканини в залежності від тривалості опромінення пучком лазеру з параметрами 1мм (рис. 1) та 5 мм (рис. 1) у діаметрі при потужності 30, 100 та 130 Вт.

Аналіз даних розподілу температур підтвердив залежність величини зону прогріву м'яких тканин поза межами безпосереднього впливу лазерного променя від тривалості впливу лазерного променя. У зв'язку з цим для досягнення коагуляційного ефекту лазера на біологічні тканини, зокрема м'язів, необхідно збільшити ефективну потужність лазера.

Опитування експертів та аналіз хірургічної тактики щодо параметрів, які забезпечують зручність виконання лазерної коагуляції дозволили встановити що оптимальним є діаметр лазерного пучка до 5 мм що забезпечує досягнення коагуляційного ефекту не пізніше як за 20–30 с. Проведені дослідження та розрахунки дозволяють стверджувати, що такі умови може забезпечити лазер потужністю 180–200 Вт.

Зважаючи, що явища коагуляції наступають в м'яких тканинах починаючи з температури 50–60 °С в залежності від біологічних властивостей

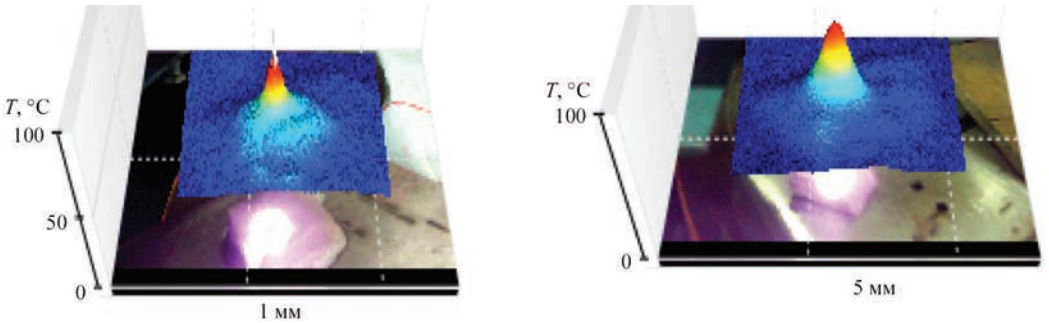


Рис. 3. Графіки 3D-розподілу температур на поверхні м'язової тканини при потужності 130 Вт і діаметрі п'ятна 1 і 5 мм, °С

тканини, температурних умов і швидкості нагріву параметри потужності лазерного хірургічного апарату повинні знаходитись в діапазоні 180–220 Вт. Потрібно також враховувати, що процес коагуляції прискорюється з ростом температури тканини та припиняються при зневодненні тканин. На цьому етапі процес може переходити при відносно невисоких температурах впливу у стадію висушування тканин, а при високих — у стадію карбонізації.

При порівнянні коагуляційної дії лазерного випромінювання та конвективного потоку, ми виявили, що конвекційний потік має більш поверхневу дію, коагуляція спостерігалась на глибині до 2 мм, а при лазерній обробці глибина коагуляції була близькою до 5 мм, в наслідок того що лазерне випромінювання не повністю поглинається поверхнею а частина його проходить в глибину тканини і поглинається там. Необхідно мати на увазі, що використовувався лазер з довжиною хвили 1,06 мкм. При інших довжинах хвилі глибина проникнення випромінювання буде іншою.

Після проведення експерименту з використанням комбінованого термічного впливу конвективного потоку і лазерного випромінювання на біологічну тканину ми спостерігали більш швидку дію лазерного випромінювання на поверхню, в наслідок того що при попередній обробці конвективним потоком поверхня підсушувалась та мала більший коефіцієнт поглинання лазерного випромінювання.

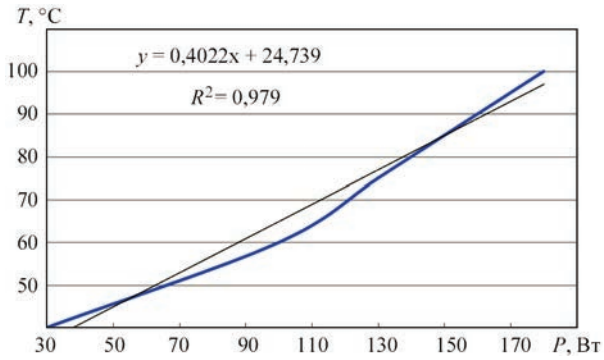


Рис. 4. Залежність температури поверхні препарату м'язової тканини на 30-й секунді впливу у залежності від потужності лазерного променя при діаметрі м'ятна 5 мм

Також при використанні більш потужного та сфокусованого лазерного випромінювання в комбінованому методі, ми спостерігали вузький розтин тканини, а конвективний потік забезпечував бактерицидну та коагуляційну дію на прилеглу до місця розтину поверхню.

Зроблені висновки були підтверджені при використанні промислового лазеру з довжиною хвилі 10,6 мкм та потужністю 200 Вт при швидкості проходження 8 м/хв. І фокусній відстані 127 мм. Проведені дослідження дозволили визначити режими проходження лазерного променю для потужностей 150–200 Вт в діапазоні 4–8 м/хв. Для отримання глибини розтину м'язової тканини 10–30 мм (рис. 4, 5).

Проведені дослідження можливості поєднання переваг конвекційно-радіаційного впливу на тканини з використанням лазерного випромінювання для виконанням хірургічних маніпуляцій в рамках комплексних термохірургічних технологій. Вони дозволяють зробити висновок про підвищення якості розтину м'яких тканин лазерним променем при попередній їх обробці конвекційно-радіаційним потоком. Це відбувається за рахунок зменшення оптичної нерівномірності та збільшення поглинання енергії лазерного променю поверхнею тканин.

Рис. 5. Розріз м'язової тканини променем лазера з довжиною хвилі 10,6 мкм та потужністю 200 Вт при швидкості проходження 8 м/хв. І фокусній відстані 127 мм

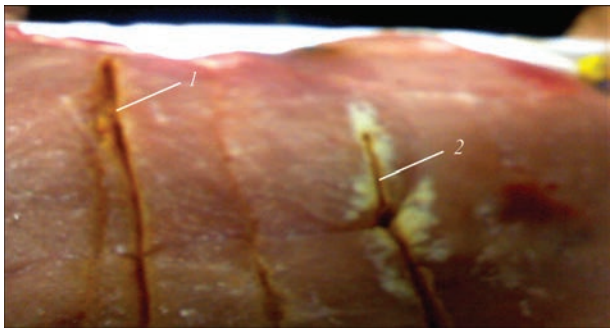


Рис. 6. Розріз променем лазера м'язової тканини: *1* — без попередньої обробки; *2* — після обробки конвекційно-радіаційним потоком

Проведені порівняльні дослідження можливостей хірургічного лазеру GreenLightPV потужністю 65 Вт з лабораторними макетами лазеру при здійсненні вапоризації, розтину та коагуляції тканин. Встановлено, що для вапоризації тканин оптимальною є потужність лазера 50–60 Вт в залежності від виду та стану живої м'якої тканини.

При здійсненні коагуляції тканин лазерний промінь діаметром 5 мм може застосовуватись на рівні з некогерентним випромінюванням, конвекційно-радіаційним потоком чи високочастотними коагуляторами.

Для керованого по глибині розтину м'яких тканин потужність лазеру повинна знаходитись в межах 180–220 Вт. Разом з тим така потужність лазеру висуває особливі вимоги щодо точності часу проходження по поверхні розтину і може застосовуватись хірургом лише в режимі автоматизованого управління по принципу хірургічних роботів SpineAssist та Da Vinci. Попереднє застосування конвекційно-інфрачервоного потоку для обробки поверхні тканин суттєво підвищує точність розтину глибині відносно заданих параметрів.

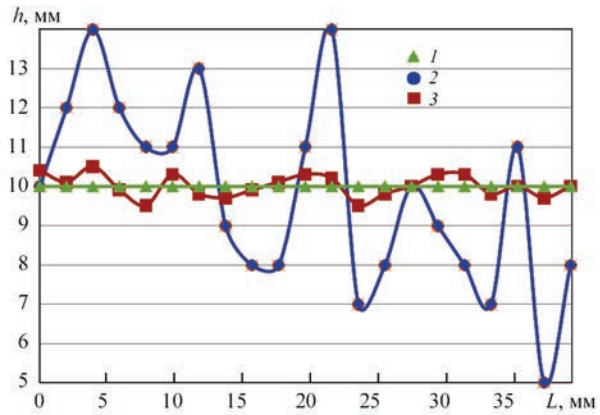


Рис. 7. Фактичні значення глубини розтину лазерним променем при заданій величині 10 мм і заданій довжині 40 мм: *1* — задана глубина розтину, мм; *2* — розтин лазерним променем без попередньої обробки (M ± δ = 9,85 ± 2,41); *3* — розтин лазерним променем після обробки конвекційно-радіаційним потоком (M ± δ = 10,01 ± 0,28)

1. *138 тисяч аварій і три тисячі загиблих. моторошні підсумки реалій на українських дорогах у 2016 році*. https://tsn.ua/ukrayina/138-tisyach-avariy-i-tri-tisyachi-zagiblih-motoroshni-pidsumki-realiy-na-ukrayinskih-dorogah-u-2016-roci-851389.htmlhttps://tsn.ua/ukrayina/138-tisyach-avariy-i-tri-tisyachi-zagiblih-motoroshni-pidsumki-realiy-na-ukrayinskih-dorogah-u-2016-roci-851389.html
2. Братущак О. *Втрати в АТО*. http://blogs.pravda.com.ua/authors/ bratushchak/5992c0342b357/ Неділя, 29 жовтня 2017, 12:56.
3. Патон Б. Є., Крівцун І. В., Маринський Г. С. та ін. (2013) Високочастотная сварка и обработка живых тканей в хирургии. *Наука і практика*, 1(**1**), 25–39.
4. Сухін І. А. (2015) Диференційований вибір методів розділення тканин та гемостазу в умовах запального інфільтрату черевної порожнини: Дис. на здобут. наук. ст. доктора медичних наук**.**
5. Бабаджанов Б. Р., Литвин Г. Д., Эшганов А. Р. (1990) Лазерный и плазменный скальпель в хирургии эхинококкоза печени. *Хирургия печени: Матер. симпоз. с участием иностр. специалистов*, 13–14 февраля. Москв, 120–121**.**
6. Сухін І. А., Фурманов Ю. О., Худецький І. Ю. та ін. (2013) Класифікація високотемпературних методів дисекції тканин та здійснення гемостазу. *Клініч. хірургія*, **12**, 65–68.
7. Худецький І. Ю., Крівцун І. В., Терехов Г. В. и др. (2010) Подальше вдосконалення апаратури для припинення кровотечі, обробляння й лікування інфікованих ран з використанням високотемпературного потоку. *Там же*, **7**, 53–55.

ПОРІВНЯЛЬНІ МОЖЛИВОСТІ КОНВЕКЦІЙНО-ІНФРАЧЕРВОНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ПРИ АБЛЯЦІЇ НА ВІДКРИТОМУ СЕРЦІ

І. Ю. ХУДЕЦЬКИЙ[1,2], Ю. П. СТАСЮК[1], Ю. В. АНТОНОВА-РАФІ[1], В. Б. МАКСИМЕНКО[1,3]
[1]НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. І. Сікорського», Київ, Україна
[2]Інститут електрозварювання ім. Є.О .Патона НАН України, Київ, Україна
[3]ДУ «Національний інститут серцево-судинної хірургії ім. М.М. Амосова НАМН України», Київ, Україна

Порушення ритму серця є частою патологією серцево-судинної системи. Вони збільшують ризик фібриляції шлуночків та інфаркту. Сьогодні найбільш ефективним радикальним методом лікування аритмії — високочастотна абляція (ВЧА). Проте, застосування енергії електричного струму для термічного пошкодження міокарду має недоліки у використанні контактних електродів, що зазвичай не підлягають стерилізації та є небезпека шкідливого впливу на прилеглі анатомічні структури. В цій статті проводиться порівняння для альтернативного безконтактного методу — конвекційно-інфрачервоної коагуляції (КІК). На основі законів теплообміну в біологічні тканині, резистивного та конвекційного нагрівання побудовано математичну модель ВЧА та КІК. Проведено експеримент на серці свині. За результатами математичного моделювання та експерименту показано, що конвекційно-інфрачервона коагуляція матиме перспективу використання для абляції на відкритому серці лише за умови підвищення глибини деструкції.

Відповідно до статистичних даних Світової організації здоров'я, головною причиною смертності є захворювання серцево-судинної системи [1]. Аритмії є одним із факторів, що збільшують навантаження на серце і підвищують ризик фібриляції шлуночків та інфаркту.

Сьогодні існує великий спектр засобів та методів для лікування порушень ритму серця. Найбільш поширений та найменш радикальний із них — медикаментозне лікування. Однак його ефективність рідко перевищує 50 % [2]. Серед радикальних методів лікування аритмій найчастіше застосовують високочастотну абляції серця (ВЧА). ЇЇ механізм полягає у використанні струму високої частоти для утворення термічних пошкоджень ділянок серця із шкідливою електричною активності, при цьому ефективність може перевищувати 90 % [3].

Слід виділяти катетерну та Maze абляції серця. При катетрній абляції відсутній візуальний контроль за зоною деструкції, а ефективність процедури оцінюється за зміною провідності тканини серця. Коли ж мова іде про Maze процедуру, тобто абляцію на відкритому серці, постійний візуальний контроль зони впливу спонукає до пошуку все нових технічних рішень. Ультразвукова, кріогенна та лазерна абляція активно розвиваються, як альтернатива для ВЧА [4]. Більше того, в Maze процедурах кріоабляцією уже заміняють деструкцію монополярними електродами [5]. Тим не менше це також контактна технологія, а отже залишається проблема стерилізації та повторного використання обладнання. Ми вважаємо, що перспектива в питаннях лікування порушень ритму серця за безконтактним обладнанням — лазерною абляцією та конвекційно-інфрачервоною коагуляцією, чим і обумовлена актуальність поданого порівняння.

Матеріали і методи дослідження. На першому етапі порівняння запропоновано провести математичне моделювання процесів високочастотної абляції та конвекційно-інфрачервоної коагуляції на відкритому серці.

Процеси термічного впливу на тканину міокарду найчастіше описують рівнянням теплообміну в біологічній тканині [6, 7]:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla k \nabla T + q - Q_p + Q_m, \qquad (1)$$

де ρ — густина тканини серця (кг/м^3); c — її питома теплоємність (Дж/(кг*К)); k — коефіцієнт теплопровідності; q — кількість теплоти від джерела нагрівання (Дж) (у нашому випадку енергії високочастотного струму, чи конвекційно-інфрачервоного впливу); Q_p — охолодження шляхом омивання потоком крові (Дж); Q_{met} — кількість теплоти, що виділяється в процесі метаболізму (Дж).

Особливість Maze абляції в тому, що вона здійснюється в умовах штучного кровообігу на сухому серці. В такому випадку в рівнянні (1) не потрібно враховувати складову Q_p. Щоб уникнути перегрівання електродів та збільшити глибину пошкодження сучасне обладнання високочастотної монополярної абляції оснащують додатковим іригаційним охолодженням. Тим не менше, при Maze процедурі термічний вплив здійснюють у зоні передсердь, де товщина стінок 2–4 мм. Деструкція на таку глибину можлива і без використання додаткового охолодження.

Тривалість впливу на тканину серця для однієї точки абляції рідко перевищує 30 с. За цей період кількість теплоти, що виділяється в процесі метаболізму буде дуже незначною, а отже доданок Q_m у рівнянні (1) також можна спростити.

© І. Ю. ХУДЕЦЬКИЙ, Ю. П. СТАСЮК, Ю. В. АНТОНОВА-РАФІ, В. Б. МАКСИМЕНКО, 2017

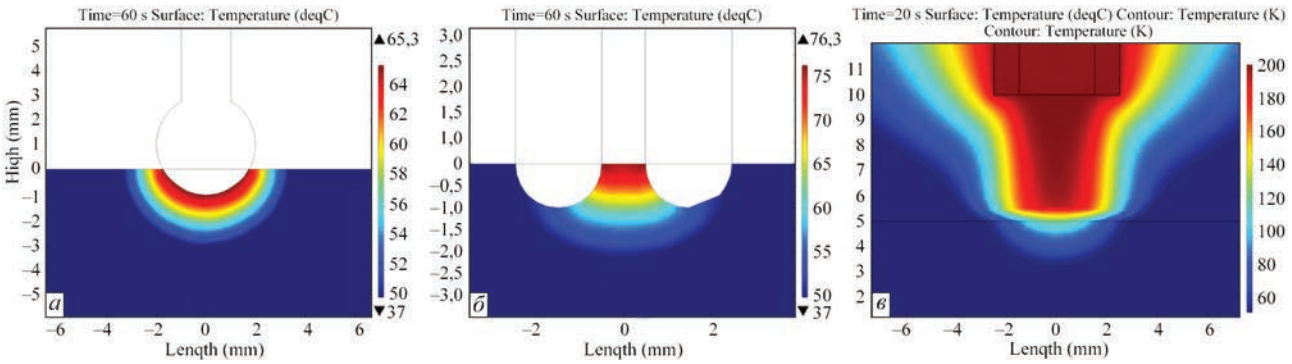


Рис. 1. Математичне моделювання абляції на відкритому серці для: *а* — монополярного електроду; *б* — біполярного електроду; *в* —конвекційно-інфрачервоного інструменту

Далі розглянемо кількість теплоти, що власне і спричиняє нагрівання тканини серця. У випадку високочастотної абляції її можна визначити із рівняння густини енергії електричного поля [7]:

$$\omega = \sigma|E|^2 + j\omega\xi_0\xi_r|E|^2. \quad (2)$$

Перший доданок цього рівняння — $\sigma|E|^2$ описує тепло, що виділяється в результаті резистивного нагрівання. Складова $j\omega\xi_0\xi_r|E|^2$ — характеризує енергію, що утворюється за рахунок обертання та вібрації молекул речовини. При ВЧА застосовується частота струму 300 кГц — 1 МГц, довжина хвилі в такому випадку далека від резонансу тіла людини, що дозволяє упустити цей доданок у рівнянні (2).

Таким чином процес Maze абляції можна описати рівнянням:

$$\rho c\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla k\nabla T + \sigma|E|^2. \quad (3)$$

У випадку використання конвекційно-інфрачервоного обладнання для розрахунку кількості теплоти використовуємо формулою конвекції:

$$Q = hA(T_a - T_b). \quad (4)$$

Тут h — коефіцієнт теплопровідності; A — площа тканини серця на яку впливає потік повітря; T_a — температура серця; T_b — температура потоку повітря.

В такому випадку рівняння для опису абляції з допомогою конвекційно-інфрачервоного обладнання матиме вигляд:

$$\rho c\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla k\nabla T + \frac{hA(T_a - T_b)}{V_0}. \quad (5)$$

Подані рівняння закладені в основу математичних моделей, що розроблені в середовищі COMSOL Multiphysics. Проведено моделювання для моно- і біполярної високочастотної абляції та конвекційно-інфрачервоної коагуляції. Для симуляції ВЧА на електроди подавалась напруга 10 В, частота струму 440 кГц, тривалість впливу 60 с (див. рис. 1, *а*, *б*). При моделюванні конвекційно-інфрачервоного інструменту задано ламінарний потік повітря із швидкістю 0,5 м/с та при температурі у 200 ºС, тривалість впливу 20 с (див. рис. 1, *в*).

При використанні конвекційно-інфрачервоного інструменту глибина ефективного пошкодження (ділянка серця, що нагріта до понад 50 ºС [8]) найменша — 2,2 мм. В той же час привертає увагу зона, що знаходиться в безпосередній близькості до поверхні тканини серця, на глибині до 1 мм. Згідно до математичного моделювання тут може спостерігатись перегрівання тканини до температури у понад 100 ºС. В реальних умовах це може призводити до швидкого випаровування рідини і, як наслідок, мікровибухів.

Тим не менше, математична модель не враховує декілька важливих умов. В першу чергу зміну коефіцієнтів електро- та тепло- провідності в результаті денатурації білків та руйнування анатомічних структур. Для конвекційно-інфрачервоного інструменту не враховано відбиття потоку повітря від поверхні серця. Підсумовуючи ці спрощення, що звісно впливають на точність математичного моделювання, запропоновано другий етап порівняння конвекційно-інфрачервоної коагуляції із високочастотною абляцією на основі експериментального дослідження на серці свині.

В якості інструментів для проведення експерименту використовувались монополярні електроди фірми Erbe (Німеччина) і біполярні електроди та конвекційно-інфрачервоний пристрій, що розроблені в ІЕЗ ім. Є. О. Патона. Для усіх інструментів застосовувався генератор високочастотного струму — БТА-300М1.

Монополярні інструмент для високочастотної абляції фірми Erbe представляє собою звичний для електро-термохірургії комплект, що складається із ручки та змінних наконечників сферичної форми (див. рис. 2, *а*). У нашому дослідженні використовувались «кулькові» електроди діаметром 2 та 4 мм. В якості біполярних електродів також обрано кулькову конструкцію діаметром 2 мм, та «смуговий» інструмент з загальним розміром активної поверхні 3×5 мм (див. рис. 2, *б*).

В конструкції інструменту для конвекційно-інфрачервоної коагуляції головну роль відіграють два активних елементи для забезпечен-

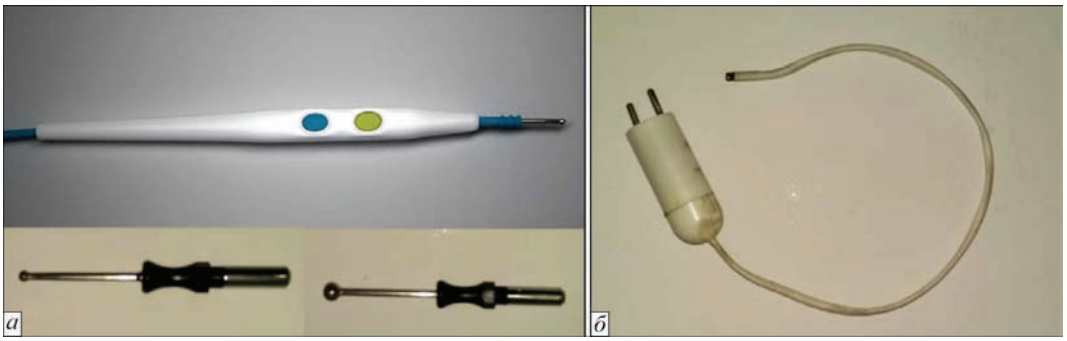


Рис. 2. Інструменти для високочастотної абляції: *а* — монополярний інструменти; *б* — біполярний інструменти

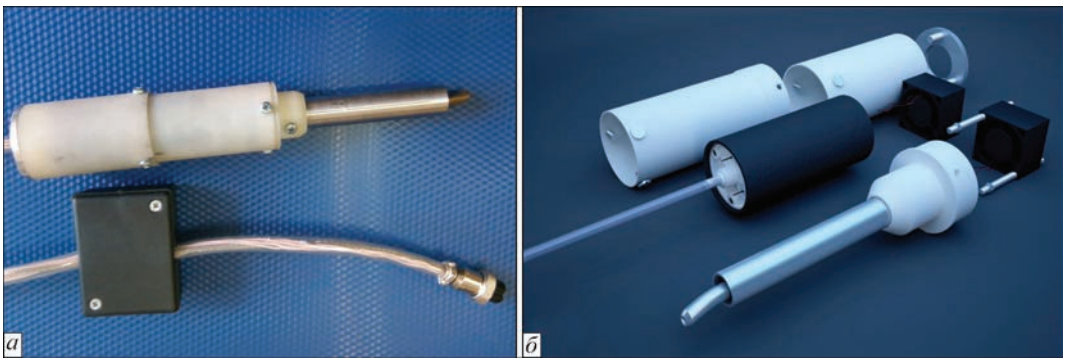


Рис. 3. Особливості будови інструменту для конвекційно-інфрачервоної коагуляції: *а* — загальний вигляд інструменту; *б* — трьохвимірна модель елементів інструменту

ня ковекційної та інфрачервоної складової (див. рис. 3). На утворення зони деструкції також значною мірою впливає розмір сопла. Механізм пошкодження тканини серця при використанні конвекційно-інфрачервоного обладнання полягає у нагріванні від потоку гарячого повітря. В цьому випадку розміри, а головне — глибина деструкції може коректуватись шляхом зміни потужності конвекційної та інфрачервоної складової, а також потребує окремого дослідження вплив зазору між кінчиком сопла до біологічної тканини.

Для проведення дослідження обрано генератор високочастотного струму БТА-300М1 (див. рис. 4). Цей апарат подає енергія ВЧ струму безпосередньо на електрод для абляції, або до нагрівача конвекційно-інфрачервоного інструменту. Живиться від мережі напругою 220 В та частотою 50 Гц, номінальна потужність — 200 Вт. Забезпечує можливість регулювання по потужності з кроком в 1 % та може працювати в режимах зварювання, коагуляції і різання.

Експеримент проводився на зовнішній поверхні серця свині, при кімнатній температурі. Серце поміщалось у ванночку із холодним фізіологічним розчином. Для кожного із електродів здійснено по 6 точок абляції тривалістю 5 та 15 с із зміною потужності електричної енергії від 5 до 30 % (див. рис. 5. *а*, *б*). Критерії оцінки результатів експерименту — трансмуральність зони деструкції та наявність побічних ефектів (прилипання електроду, мікровибухи, обвуглення). Для конвекційно-інфрачервоного інструменту здійснено 4 точки абляції при потужності генератора 50 % та тривалості впливу від 10 до 25 с, попередній прогрів інструменту — 60 с (див. рис. 5, *в*).

Результати експерименту показали, що максимальна глибина деструкції спостерігається при використанні монополярних електродів (3 мм при тривалості 15 с). При цьому радіус пошкодження залишається найменшим. Для біполярних електродів глибина ефективної деструкції менша і в той же час частіше спостерігалось обвуглення та мікровибухи. Для конвекційно-інфрачервоного інструменту найбільший радіус пошкодження (до 10 мм) і найменша глибина деструкції (до 1,5 мм), але не спостерігались побічні ефекти (див. таблицю, для потужності 15 %).

Рис. 4. Багатофункціональний термохірургічний апарат БТА-300М1

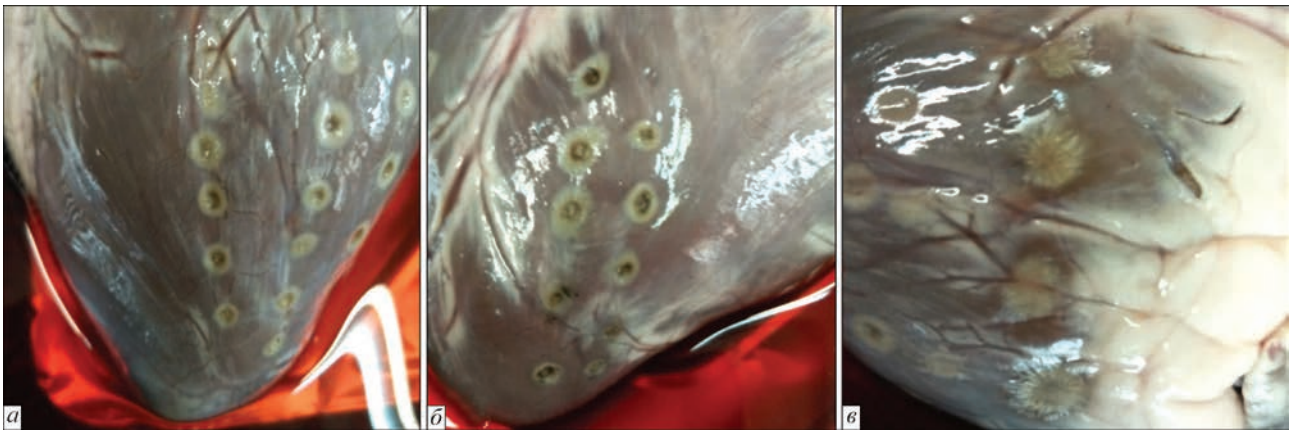


Рис. 5. Абляція серця свині: *а* — монополярним електродом Ø2 мм; *б* — біполярним електродом Ø2 мм; *в* — конвекційно-інфрачервоним інструментом

Для п'яти зразків тканини серця проводились гістологічні дослідження. Критеріями для оцінки методів термічного впливу на міокард були: розміри зони деструкції; утворення порожнин в субепікардіальному шарі міокарду; утворення двояко заломлюючих гранул в цитоплазмі (ознака руйнування мембран); розширення міжклітинного простору.

Для монополярного електроду діаметрои 2 мм глибина пошкодження 2 мм, діаметр — 4 мм. В субепікардіальній порожнині спостерігається багато балоноподібних порожнин із середнім розміром — 29,8±11,9 мкм (див. рис. 6, *а*). Це свідчить про раптове нагрівання та випаровування рідини, а отже є ризик мікровибухів. В цитоплазмі кардіоміоцитів помітна значна кількість двояко заломлюючих гранул (див. рис. 6, *б*). Глибше в міокарді спостерігається значне розширення міжклітинного простору (див. рис. 6, *в*).

При використанні біполярного електроду діаметром 2 мм діаметр та глибина пошкодження 4 мм, однак зона деструкція дуже блідо забарвлена. На всьому препараті спостерігається розширення простору між мієліновими волокнами та кардіоміоцитами (див. рис. 6, *г*) та у зоні впливу помітно розшарування епікарду (див. рис. 6, *д*). На межі препарату помічено хвилясті деформації пучків м'язевого волокна (див. рис. 6, *е*), що може свідчити про локальне скорочення під дією ВЧ струму.

При використанні конвекційно-інфрачервоного обладнання всі зміни найменш виражені. Розміри зони пошкодження 8 мм в діаметрі та 1 мм в глибину. Зона некроза міокарду має вигляд тонкої (не більше 10 мкм), короткої, переривчастої полоски (1700 мкм) (див. рис. 6, *є*). Розширення порожнин між пучками кардіоміоцитів слабко виражене (див. рис. 6, *ж*). Подекуди помітні джерела розривів кардіоміоцитів (див. рис. 6, *з*).

Найменш виражені гістологічні зміни в результаті впливу КІК, відсутність обвуглення і мікровибухів та використання безконтактного інструменту обгрунтовують перспективність її застосування при лікуванні аритмій. Однак, за результатами досліджень, отримано найменшу глибину деструкції (1 мм), яка є головним критерієм для ефективності процедури абляції. Наступним етапом буде дослідження впливу зміни потужності конвекційної та інфрачервоної складової цього обладнання та форми і відстані від сопла до тканини серця на результат коагуляції. Також слід перевірити, чи не буде лазерна абляція ефективнішою для поставлених цілей, оскільки вона включає переваги обох методів. З одного боку — це безконтактна технологія, що може здійснювати термічне пошкодження біологічної тканини, з іншого — вона використовує уже сфокусовану енергію випромінювання, що важливо для ефективної точкової деструкції.

Розміри зони деструкції для при ВЧА та КІК

Тип електроду	Тривалість, с	Глибина, мм	Діаметр, мм	Потужність закипання, %
Монополярний електрод, Ø2 мм	5	1,2	6	25
	15	2,5	6,5	20
Монополярний електрод, Ø4 мм	5	1	5	25
	15	3	8	20
Біполярний електрод, Ø2 мм	5	1,5	6	25
	15	2	8	20
Біполярний електрод, 3×6 мм	5	2	7	25
	15	2	8	25
Кнвекційно-інфрачервоний інструмент, Ø3 мм	15	0,4	8	–
	25	1,5	10	–

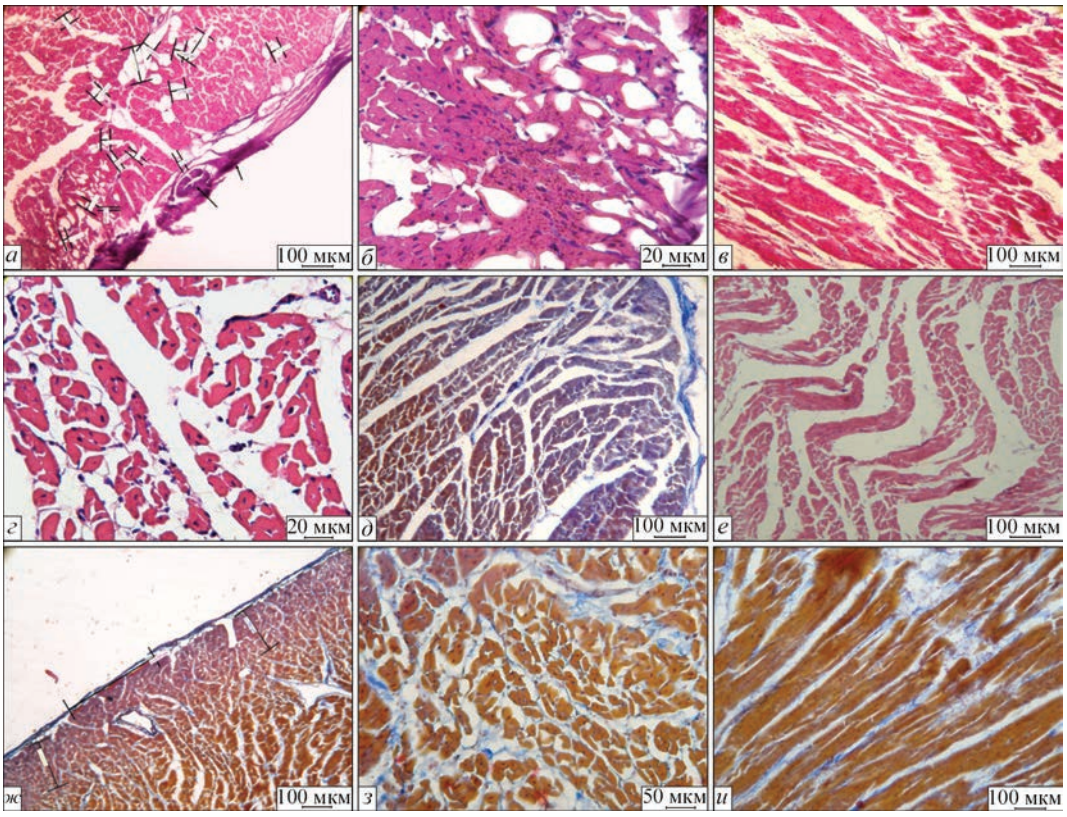


Рис. 6. Гістологічні дослідження тканини міокарду свині після абляції: *а–в* — монополярним електродом, Ø2 мм; *г–е* — біполярним електродом, Ø2 мм; *є–з* — конвекційно-інфрачервоним інструментом

Висновки

1. Проведено порівняння методу конвекційно-інфрачервоної коагуляції із високочастотною абляцією для лікування серцевих аритмій шляхом математичного моделювання. Показано, що при тривалості аплікації в 20 с за температури потоку повітря 200 ˚С та при швидкості 0,5 м/с можна досягнути деструкції тканини на глибину до 2 мм. При цьому поверхневий шар міокарду (до 1 мм) може нагріватись до понад 100 ˚С.

2. Встановлено, що метод конвекційно-інфрачервоної коагуляції має перевагу над ВЧА в менших гістологічних змінах зони впливу, відсутності обвуглення, мікровибухів та прилипання інструменту. З іншого боку, низька глибина деструкції (до 1,5 мм) та великий діаметр (до 10 мм) головні недолік цього методу.

3. Проведені дослідження показують, що конвекційно-інфрачервоне обладнання може застосовуватись для абляції на відкритому серці лише за умови розробки механізму фокусування потоку повітря, що забезпечить ефективну глибину деструкції товщиною у 3–4 мм.

1. *The top ten causes of death*. World Health Organization. Fact sheet №310, 2007. http://www.who.int/mediacentre/ fact-sheets/fs310.pdf.
2. Плєчєв В. В., Галімов Р. М., Назаров М. В. та ін. Способ трансрадиальной катетерной абляции при неишемических желудочковых нарушениях ритма с локализацией в левом желудочке сердца. Пат. 2570539 Росія. Патент на винахід РФ БГМУ Башбіомед №14142510; Заявл. 21.10.2014; Опубл. 10.12.2015.
3. Караськов А. М., Покушалов Є. А., Туров А. Н. (2008) Катетерная аблация. Медицинская технология, 4.
4. Keane D. (2002) New catheter ablation techniques for the treatment of cardiac arrhythmias. *Cardiac Electrophysiology Review*, 6(**4**), 341–348.
5. Kyung-Hak Lee, M. D., Jooncheol Min, M. D., Kyung-Hwan Kim, M. D. (2014) Efficacy of Cox Maze IV Procedure Using Argon-Based Cryoablation: A Comparative Study with N_2O-Based Cryoablation. *The Korean Journal of Thoracic and Cardiovascular Surgery*, 47(**4**), 367–372.
6. Tungjitkusolmun S. (2000) *Finite element modeling of radio-frequency cardiac and hepatic ablation*: Electrical Engineering, Doctor of Philosophy. University of Wisconsin. Madison.
7. Gallagher P. N. (2012) *Radio-frequency catheter ablation for treatment of atrial fibrillation: the influence of probe contact on impedance and lesion formation*: Master of science degree. University of Calgary, Electrical and Computer Engineering, 95–115.
8. Haines D. E. (2006) *Biophysics of radiofrequency lesion formation*. Catheter Ablation of Cardiac Arrhythmias. Philadelphia, 3–20.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Авсиевич А. М. 83
Алексеенко Т. А. 101
Антонова-Рафі Ю. В. 117, 121
Ахонин С. В. 7, 11, 19, 24, 53

Байштрук Е. Н. 59
Белоус В. Ю. 7, 39
Бердникова Е. Н. 101
Березос В. А. 11, 19, 24, 53
Бернацкий А. В. 101, 111

Великоиваненко Е. А. 63
Вржижевский Э. Л. 7

Golovko L. 87
Гречанюк В. Г. 28
Гречанюк Н. И. 28
Григоренко С. Г. 39
Гусев Ю. В. 78

Девойно О. Г. 83
Дзюбак Л. И. 63
Djaber Fadi 87
Domański T. 92, 108

Ерохин А. Г. 11, 19, 24

Кардаполова М. А. 83
Ковальчук Д. В. 45, 63
Козлитина С. С. 63
Коржик В. Н. 95
Кривцун И. В. 53, 95, 117
Kubiak M. 92, 108

Ланкин Ю. Н. 59, 61
Лукашенко А. Г. 111

Максименко В. Б. 121
Маркашова Л. И. 101
Матвейчук В. А. 73
Махненко О. В. 63, 69
Мельник В. И. 45
Мельник И. В. 45
Миленин А. С. 63
Мужиченко А. Ф. 69

Нестеренков В. М. 73, 78

Орса Ю. В. 78
Осечков П. П. 59, 61

Пивторак Н. И. 63
Piekarska W. 92, 108
Пикулин А. Н. 11, 19, 24
Позняков В. Д. 101
Половецкий Е. В. 101

Розынка Г. Ф. 63
Романова И. Ю. 59
Русыник М. О. 73

Saternus Z. 108
Северин А. Ю. 11, 19, 24, 53
Селин Р. В. 7
Семикин В. Ф. 59
Сидорец В. Н. 95
Сиора А. В. 101, 111
Соловьев В. Г. 59, 61
Стасюк Ю. П. 121
Суший Л. Ф. 59, 61

Тугай Б. А. 45

Хаскин В. Ю. 95, 111
Хрипко К. С. 78
Худецький І. Ю. 117, 121

Chunlin Dong 95

Швец И. В. 83
Шелягин В. Д. 101, 111
Шуба И. В. 111

NAME INDEX

Akhonin S. V. 7, 11, 19, 24, 53
Alekseenko T. A. 101
Antonova-Rafi Yu. V. 117, 121
Avsievich A. M. 83

Baishtruk E. N. 59
Belous V. Yu. 7, 39
Berdnikova E. N. 101
Berezos V. A. 11, 19, 24, 53
Bernatskii A. V. 101, 111

Chunlin Dong 95

Devoino O. G. 83
Djaber Fadi 87
Domański T. 92, 108
Dzyubak L. I. 63

Erokhin A. G. 11, 19, 24

Golovko L. 87
Grechanyuk N. I. 28
Grechanyuk V. G. 28
Grigorenko S. G. 39
Gusev Yu. V. 78

Kardapolova M. A. 83
Khaskin V. Yu. 95, 111
Khripko K. S. 78
Khudetskii I. Yu. 117, 121
Korzhyk V. N. 95
Kovalchuk D. V. 45, 63
Kozlitina S. S. 63
Krivtsun I. V. 53, 95, 117
Kubiak M. 92, 108

Lankin Yu. N. 59, 61
Lukashenko A. G. 111

Makhnenko O. V. 63, 69
Maksymenko V. B. 121
Markashova L. I. 101
Matveychuk V. A. 73
Melnik I. V. 45
Melnik V. I. 45
Milenin A. S. 63
Muzhychenko A. F. 69

Nesterenkov V. M. 73, 78

Orsa Yu. V. 78
Osechkov P. P. 59, 61

Piekarska W. 92, 108
Pikulin A. N. 11, 19, 24
Pivtorak N. I. 63
Polovetskii E. V. 101
Poznyakov V. D. 101

Romanova I. Yu. 59
Rosynka G. F. 63
Rusynik M. O. 73

Saternus Z. 108
Selin R. V. 7
Semikin V. F. 59
Severin A. Yu. 11, 19, 24, 53
Shelyagin V. D. 101, 111
Shvets I. V. 83
Shyba I. V. 111
Siora A. V. 101, 111
Solovev V. G. 59, 61
Stasyuk Yu. P. 121
Sushyi L. F. 59, 61
Sydorets V. N. 95

Tugai B. A. 45

Velikoivanenko E. A. 63
Vrzhyzhevskii E. L. 7

Paton Publishing House

PROCEEDINGS OF CONFERENCES

Proceedings of International Conference
«Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes»
16 – 20 September 2002,
Katsiveli, Crimea, Ukraine.

Proceedings of the Second International Conference
«Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes»
13 – 17 September 2004,
Katsiveli, Crimea, Ukraine.

Proceedings of Joint International Conference
«Computer Technology in Welding and Manufacturing & Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes»
6 – 8 June 2006,
Kiev, Ukraine.

Proceedings of the Fourth International Conference
«Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes»
27 – 30 May 2008,
Katsiveli, Crimea, Ukraine

Proceedings of the Fifth International Conference
«Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes»
25–28 May 2010,
Katsiveli, Crimea, Ukraine

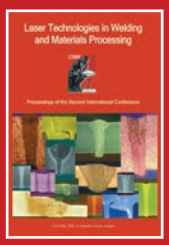
Proceedings of the Sixth International Conference
«Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes»
29 May – 1 June 2012,
Katsiveli, Crimea, Ukraine

Proceedings of the Seventh International Conference
«Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes»
15 – 19 September 2014,
Katsiveli, Crimea, Ukraine

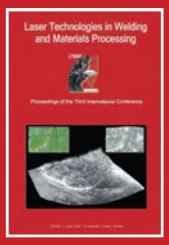
Proceedings of the Eighth International Conference
«Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes»
19 – 23 September 2016,
Odessa, Ukraine.

Proceedings of International Conference
«Laser Technologies in Welding and Materials Processing»
19 – 23 May 2003,
Katsiveli, Crimea, Ukraine.

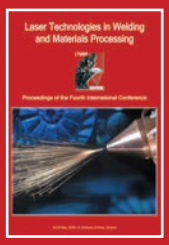
Proceedings of the Second International Conference
«Laser Technologies in Welding and Materials Processing»
23 – 27 May 2005,
Katsiveli, Crimea, Ukraine.



Proceedings of the Third International Conference
«Laser Technologies in Welding and Materials Processing»
29 May – 1June 2007,
Katsiveli, Crimea, Ukraine.



Proceedings of the Fourth International Conference
«Laser Technologies in Welding and Materials Processing»
26 – 29 May 2009,
Katsiveli, Crimea, Ukraine.



Proceedings of the Fifth International Conference
«Laser Technologies in Welding and Materials Processing»
24 – 27 May 2011,
Katsiveli, Crimea, Ukraine.

Proceedings of the Sixth International Conference
«Laser Technologies in Welding and Materials Processing»
27 – 31 May 2013,
Katsiveli, Crimea, Ukraine.

Proceedings of the Seventh International Conference
«Laser Technologies in Welding and Materials Processing»
14 – 18 September 2015,
Odessa, Ukraine.