

2019 Видається з 1985 року 4 випуски на рік

Electrometallurgy Today

No 4

Сучасна електрометалургія 👌 Современная электрометаллургия

ЗМІСТ

 \Diamond

Борис Євгенович Патон — почесний член ІЕЕЕ! 3

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

ЗАГАЛЬНІ ПИТАННЯ МЕТАЛУРГІЇ

ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ СТАЛІ ТА ФЕРОСПЛАВІВ

НОВІ МАТЕРІАЛИ

<i>Костін В.А., Григоренко Г.М.</i> Структура інтерметалідного титанового сплаву системи Ті–Al–Nb–Cr	Ļ
<i>Крушинська Л.А., Стельмах Я.А.</i> Композитний матеріал на основі пористого титану, отриманий осалженням з парової	
фази	

ІНФОРМАЦІЯ

IX Міжнародна конференція «Променеві технології в зварюванні та обробці матеріалів»	58
Наші поздоровлення	60
Міжнародний промисловий форум-2019	61
Пам'яті Б.О. Мовчана	64
Наші поздоровлення Міжнародний промисловий форум-2019 Пам'яті Б.О. Мовчана	60 61 64

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ, м. Київ: С.В. Ахонін (головний редактор), В.О. Березос, В.А. Костін, І.В. Крівцун, Л.Б. Медовар, Г.П. Стовпченко, А.І. Устінов,

В.О. Шаповалов: М.І. Гасик. Національна металургійна академія України, м. Дніпро. М.І. Гречанюк. Інститут проблем матеріалознавства НАНУ, м. Київ, В.І. Дубодєлов, ФТІМС НАНУ, м. Київ, М. Зініград, Університет Аріеля, Ізраїль, О.М. Івасішин. Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАНУ, м. Київ, П.І. Лобода, НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», м. Київ, Г. Младенов, Інститут електроніки, м. Софія, Болгарія, О.В. Овчинников. ЗНТУ. м. Запоріжжя. Г.Ф. Тавадзе, Інститут металургії і матеріалознавства

ім. Ф.Тавадзе, м. Тбілісі, Грузія, С.Я. Шипицин, ФТІМС НАНУ, м. Київ

Засновники

Національна академія наук України, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ, Міжнародна Асоціація «Зварювання» (видавець)

Редакція

Д.М. Дяченко, Л.М. Герасименко, Т.Ю. Снєгірьова

Адреса

IE3 ім. Є.О. Патона НАНУ, 03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11 Тел./факс: (38044) 200 82 77, 205 22 07 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com

Журнал входить до переліку затверджених Міністерством освіти і науки України видань для публікації праць здобувачів наукових ступенів.

> Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну реєстрацію КВ № 24212-14052 ПР від 03.12.2019 ISSN 2415-8445 DOI: https://doi.org/10.15407/sem

Передплата

Передплатний індекс 70693 4 випуски на рік (видається щоквартально) Друкована версія: 800 грн. за річний комплект з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю. Електронна версія: 800 грн. за річний комплект



Published since 1985 4 times a year

No 4

Electrometallurgy Today 👌 Suchasna Elektrometalurhiya 👌 Sovremennaya Elektrometalurgiya

EDITORIAL BOARD Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute

of NASU, Kyiv:

S.V. Akhonin (Editor in Chief), V.O. Berezos, V.A. Kostin, I.V. Krivtsun, L.B. Medovar, G.P. Stovpchenko, A.I. Ustinov,

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S.V., Gorislavets Yu.M., Glukhenkiy A.I., Berezos V.A., Bondar A.I Pikulin A.N. Modeling hydrodynamic and thermal processes in the mould in cold-hearth electron beam melting	., 9
<i>Kuzmichev A.I., Ustinov A.I., Rudenko A.E., Drozd I.M.</i> Hybrid systems for electron beam evaporation and ion sputtering	18
Akhonin S.V., Pikulin A.N., Berezos V.O., Severin A.Yu., Erokhin O.G. Forming consumable electrodes from briquetted sponge titanium in electron beam unit	26

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

NEW MATERIALS

<i>Kostin V.A., Grigorenko G.M.</i> Structure of intermetallic titanium alloy of Ti–Al–Nb–Cr system	44
<i>Krushinskaya L.A., Stelmakh Ya.A.</i> Composite material based on porous titanium, produced by vapour-phase deposition	51

INFORMATION

IX International Conference on «Beam technologies in welding and materials processing»	58
Our congratulations	60
International Industrial Forum-2019	61
In memory of B.O. Movchan	64

V.O. Shapovalov; M.I. Gasyk, National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnipro. M.I. Grechanyuk, Institut for Problems of Material Science of NASU, Kyiv, V.I. Dubodelov, Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of NASU, Kyiv, M. Zinigrad, Ariel University, Israel, O.M. Ivasishyn, G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of NASU, Kyiv, P.I. Loboda, NTUU «Igor Sykorsky Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv, G. Mladenov, Institute of Electronics Bulgarian Academy of Sciences, Sofia, Bulgaria, O.V. Ovchynnukov, Zaporozhye National Technical University, Ukraine, G.F. Tavadze. Ferdinand Tavadze Institute of Metallurgy and Materials Science of NAS of Georgian, Tbilisi, Georgia, S.Ya. Shypytsyn, Physico-Technological

Institute of Metals and Alloys, Kyiv

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine, E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU, International Association «Welding» (Publisher)

Editors

D.M. Diachenko, L.M. Gerasymenko, T.Yu. Snegiryeva Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU, 03150, Ukraine, Kyiv, 11 Kasimir Malevich Str. Tel./Fax: (38044) 200 82 77, 205 22 07 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com

The Journal is included in the list of publications approved by the Ministry of Education and Science of Ukraine for the publication of works of applicants for academic degrees

Recommended for printing editorial board of the Journal

Certificate of state registration of KV № 24212-14052PR dated 03.12.2019 ISSN 2415-8445 DOI: https://doi.org/10.15407/sem

Subscription

Subscription index 70693 4 issues per year (issued monthly), back issues available. \$60, subscriptions for the printed (hard copy) version, air postage and packaging included. \$50, subscriptions for the electronic version (sending issues of Journal in pdf format or providing access to IP addresses).

БОРИС ЄВГЕНОВИЧ ПАТОН — ПОЧЕСНИЙ ЧЛЕН ІЕЕЕ!



ந

Почесне членство в Інституті інженерів електротехніки та електроніки (ІЕЕЕ) призначається фізичній особі на все життя. Присуджується Радою директорів ІЕЕЕ людям, які, не будучи членами ІЕЕЕ, внесли видатний вклад в розвиток людства в сферах інтересів ІЕЕЕ.



եր

Секція IEEE України з гордістю повідомляє, що професор Борис Патон, президент Національної академії наук України, директор Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України обраний для отримання Почесного членства в IEEE 2020. Це визнає його досягнення в технічних галузях IEEE, що впливали на розвиток електрометалургії, матеріалознавства, електрозварювання металів та біологічних тканин.

В кінці поточного року на зборах ради директорів IEEE схвалено рішення по наданню проф. Борису Патону, президенту Національної академії наук України, директору Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України особливої нагороди — Почесного члена IEEE (Honorary Membership Award) з формулюванням «За досягнення в технічних галузях IEEE, що впливають на розвиток електрометалургії, матеріалознавства, електрозварювання металів та біологічних тканин».

Звання Honorary Member присуджується IEEE за вагомий внесок у розвиток технічних наук, визначених IEEE. Інститут інженерів електротехніки та електроніки налічує більше ніж 400 тис. членів з 160 країн світу, однак саме Honorary Members — не більше 50. Одержувачам цього звання вручають сертифікат, знак «Почесний член» та кришталеву статуетку.

В попередні роки одержувачами почесного членства IEEE були Теллі Уітні (2019), Антон Цайлінгер (2018), Родольфо Стефано Зіч (2016), Елон Маск (2015), Ширлі Марі Тільгман (2014) та інші.

.

Dear Professor Paton,

It is a great pleasure to inform you that the IEEE Board of Directors selected you to receive the 2020 IEEE Honorary Membership Award, which is given elected by the Board of Directors from among those individuals, not members of IEEE, who have rendered meritorious service to humanity in IEEE's designated fields of interest.

The award comes with the following citation:

*For lifetime achievements within IEEE technical fields of interest in the development of processes of electrometallurgy, materials science, electric welding of metals, and biological tissues."

For nearly a century, the IEEE Awards Program has paid tribute to researchers, inventors, innovators, and practitioners whose exceptional achievements and outstanding contributions have made a lasting impact on technology, society, and the engineering profession. Each year the IEEE Awards Board recommends a small number of outstanding individuals for IEEE's most prestigious honors. You now join this select group.

Details regarding the award presentation will be sent separately via electronic mail by the IEEE Awards Staff.

Congratulations on your achievement, and thank you for your commitment to IEEE and its mission of advancing technology to benefit humanity

Very truly yours,

Jose' Manuel Forsece de Moura

Jose' Moura IEEE President УДК 669.187.56.001.1

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЭШП НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАВЛЕНИЯ РАСХОДУЕМОГО ЭЛЕКТРОДА ИЗ ПРЕЦИЗИОННОГО СПЛАВА 29НК

И.В. Протоковилов, Д.А. Петров, В.Б. Порохонько

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследовано влияние электрического напряжения, тока плавки и скорости подачи расходуемого электрода при ЭШП на особенности плавления электрода и форму торца его оплавленной части. Эксперименты проводили при ЭШП расходуемых электродов диаметром 55 мм из прецизионного сплава 29НК в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе диаметром 84 мм. Установлены зависимости тока плавки от скорости подачи электрода для разных значений электрического напряжения на ванне. Построены зависимости глубины погружения электрода в шлак и угла конуса оплавленной его части от скорости подачи электрода и напряжения. Получены количественные данные, которые могут быть использованы при выборе рациональных режимов ЭШП слитков прецизионных сплавов типа ковар диаметром 80...150 мм. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; расходуемый электрод; глубина погружения; ток плавки; напряжение; плавление; сплав

Как известно, характер плавления расходуемого электрода при ЭШП оказывает большое влияние на качество металла выплавляемых слитков. Скорость плавления электрода, процессы химического взаимодействия в пленке жидкого металла на оплавляемой его поверхности, особенности формирования и отрыва электродных капель в значительной мере определяют степень рафинирования металла от вредных примесей и неметаллических включений, а также условия кристаллизации слитка. Основные закономерности плавления расходуемого электрода при ЭШП изучены давно [1-2]. В фундаментальных работах по металлургии электрошлакового процесса отмечается, что оптимальными режимами ЭШП являются режимы, обеспечивающие форму оплавленного торца электрода в виде правильного конуса [2]. Это достигается при относительно большой глубине погружения электрода в шлак, соизмеримой с его радиусом.

Сейчас подход к оптимальным режимам плавления расходуемого электрода при ЭШП несколько изменился. С точки зрения качества металла выплавляемых слитков считается более эффективным ведение процесса ЭШП с минимальным погружением электрода в шлак, обеспечивающим формирование плоского торца расходуемого электрода [3]. Необходимо отметить, что выбор оптимальных режимов ЭШП определяется не только геометрическими параметрами расходуемого электрода и выплавляемого слитка, но и, в значительной мере, составом переплавляемого металла.

- И.В. Протоковилов https://orcid.org/0000-0002-5926-4049 В.Б. Порохонько — https://orcid.org/0000-0002-6490-7221
- © И.В. Протоковилов, Д.А. Петров, В.Б. Порохонько, 2019

Одним из рациональных направлений использования ЭШП является выплавка слитков прецизионных сплавов [4]. К сплавам такого типа предъявляются повышенные требования по точности содержания легирующих элементов, однородности химического состава, отсутствию примесей и дефектов [5]. В свою очередь это требует тщательного выбора режимов их выплавки.

При ЭШП имеются пирокие возможности управления характером плавления электрода за счет изменения технологических параметров процесса, таких как электрическое напряжение на ванне и сила тока плавки, которые определяют мощность переплава. Кроме этих параметров важной характеристикой процесса ЭШП является скорость переплава, которая кроме электрических режимов плавки определяется еще скоростью подачи расходуемого электрода в шлаковую ванну. Следует отметить, что упомянутые параметры тесно связаны друг с другом и изменение одного влечет за собой изменение другого.

В связи с этим выбор рациональных режимов переплава прецизионных сплавов, в частности сплава 29НК (ковар), потребовал изучения особенностей плавления расходуемого электрода при различных режимах его переплава.

Цель данной работы заключалась в изучении влияния таких технологических параметров, как ток и напряжение плавки, а также скорость подачи электрода на особенности плавления и профиль торца оплавленной части расходуемого электрода из прецизионного сплава 29HK.

Методика проведения экспериментов. Эксперименты проводили в электрошлаковой печи камерного типа в атмосфере аргона. Электроды

Режимы плавок и параметры плавления электрода

Номер плавки	<i>U</i> , B	<i>I</i> , A	$V_{_{{\mathfrak{I}}{\mathfrak{I}}}},{ m M}/{ m Y}$	Угол конуса оплавленной части электрода (α), град	Глубина погру- жения электрода в шлак (Н _{эл}), мм	Характеристика процесса
323		1650	0,65	123	22,7	устойчивый
324	20	2640	1,25	95	36,6	_>>_
325		3700	2,00	86	46,8	_>>_
326		1500	0,70	147	16,5	неустойчивый, периодический
327		1650	1,25	137	18,3	устойчивый
328	20	2970	2,00	125	21,3	_»_
329	30	3960	2,60	110	24,0	_»_
330		4780	3,30	103	28,0	_>>_
337		6450	3,84	86	43,6	относительно устойчивый
331		1155	1,25	153	15,0	устойчивый на поверхности
332		1600	2,00	145	16,5	_»—
333	20	3135	2,60	130	17,4	устойчивый
334	38	4290	3,30	125	20,0	_>>_
335]	5115	3,70	115	24,0	_>>_
336		7090	4,68	110	28,3	_>>_

диаметром 55 мм из сплава 29НК (Fe–29Ni–17Co) переплавляли в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе диаметром 84 мм. Размеры электрода и кристаллизатора выбраны исходя из конкретных задач по переплаву заготовок из сплава 29НК. В качестве флюса использовали фторидно-хлоридный флюс АН-Т4. Глубина шлаковой ванны во всех экспериментах составляла 45 мм. Плавки проводили при электрическом напряжении (U) на ванне величиной 20, 30 и 38 В. Скорость подачи электрода ($V_{\rm зл}$) меняли в пределах 0,60...4,68 м/ч. Режимы плавок приведены в таблице.

Плавки осуществляли следующим образом. После наведения шлаковой ванны и выхода на заданный стационарный режим плавления электрода отключали напряжение и резко поднимали электрод до его выхода из шлаковой ванны. Это позволяло фиксировать форму оплавленной части электрода и глубину его погружения в шлак.

Результаты экспериментов. Результаты экспериментов приведены в таблице и на рис. 1–6.

На рис. 1 представлены зависимости тока плавки от скорости подачи электрода для различных значений напряжения. Как видно, величина тока при прочих равных условиях, линейно растет с увеличением скорости подачи электрода. Известно, что это связано с увеличением глубины погружения электрода в шлак и уменьшением сопротивления межэлектродного промежутка.

При неизменной скорости подачи электрода увеличение напряжения на ванне сначала приводит к увеличению тока плавки, а затем, с установлением стационарных режимов, область плавления электрода смещается в верхние слои шлаковой ванны и ток плавки уменьшается. Это подтверждают данные, приведенные на рис. 1, показывающие, что при заданной скорости подачи электрода меньшим значениям напряжения соответствуют более высокие значения тока плавки.

Внешний вид оплавленных торцов электродов приведен на рис. 2. При малых скоростях подачи электрода, которые обуславливают малый ток плавки, плавление электрода происходит в верхних слоях шлаковой ванны, торец электрода имеет плоскую форму с одним или несколькими (реже) очагами каплеобразования (рис. 2, плавки 323, 326, 331).

При увеличении скорости подачи электрода глубина его погружения в шлак увеличивается, а торец приобретает коническую форму (рис. 2, плавки 334, 329, 330, 336). Формирование и отрыв капель электродного металла при этом происходит на вершине конуса оплавления. Дальнейшее увеличение скорости подачи электрода приводит к увеличению его конусной части и, соответственно, к уменьшению угла α вершины конуса оплавления (рис. 3).



Рис. 1. Зависимость тока плавки от скорости подачи электрода при различных значениях напряжения, В: *1* — 20; 2 — 30; *3* — 38



Рис. 2. Внешний вид оплавленных торцов электродов при различных режимах плавки (цифрами 323-337 указаны номера плавок, см. таблицу)

Проведенные эксперименты показали, что предельно допустимые значения скорости подачи электрода составляют при напряжениях, В: 20 — 2,6; 30 — 3,9; 38 — 4,7 м/ч. Увеличение скорости подачи выше указанных значений приводит к коротким замыканиям на металлическую ванну и нарушению устойчивости электрошлакового процесса.



Рис. 3. Зависимость угла (α) вершины конуса оплавленной части электрода от скорости его подачи при различных значениях напряжения, В: *I* — 20; *2* — 30; *3* — 38



Рис. 4. Зависимость угла (α) конуса оплавленной части электрода от напряжения плавки при разных скоростях подачи электрода, м/ч: *I* — 0,6; *2* — 1,25; *3* — 2,0; *4* — 2,6; *5* — 3,3; *6* — 3,8

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019



Рис. 5. Зависимость глубины погружения электрода ($H_{_{33}}$) в шлак от скорости подачи при различных значениях напряжения, В: I = 20; 2 = 30; 3 = 38

В целом зависимость глубины погружения электрода в шлак от скорости его подачи носит линейный характер (рис. 5). При этом практически во всех случаях, даже при небольшой скорости подачи, электрод, помимо оплавленной конической части, погружался в ванну еще и цилиндрической частью, которая не оплавляется (рис. 2, плавки 323, 326).

При увеличении напряжения и неизменной скорости подачи электрода глубина погружения его в шлак уменьшается и торец приобретает более плоскую форму (рис. 2, плавка 331 по сравнению с 323). Соответственно угол а с увеличением напряжения на ванне увеличивается (см. рис. 4). При этом зависимость глубины погружения электрода в шлак от напряжения имеет нелинейный характер (рис. 6).

Следует отметить, что одинаковая форма оплавленной поверхности электрода может быть получена при существенно отличающихся электрических режимах плавки и мощности. Так, к примеру, практически одинаковый торец электрода был при плавках 323 (U = 20 В, I = 1650 А, $V_{3Л} = 0,65$ м/ч) и 334 (U = 38 В, I = 4290 А, $V_{3Л} = 3,3$ м/ч) (см. рис. 2). Очевидно, что определяющим показателем здесь является удельная мощность переплава, то есть мощность процесса, отнесенная к скорости переплава.

Также необходимо обратить внимание на несимметричный характер плавления электрода, наблюдавшийся в ряде случаев (рис. 2, плавки 238, 337, 335, 336). В большей степени он проявлялся при высоких значениях тока плавки. Этот эффект вызван рядом факторов.

Прежде всего он может быть связан с незначительной несоосностью электрода и кристаллизатора. В результате этого нарушается осевая симметрия электрического поля в шлаковой ванне и часть тока, протекающая по цепи кристаллизатора, концентрируется в участках с минимальным зазо-



Рис. 6. Зависимость глубины погружения электрода $(H_{_{32}})$ в шлак от напряжения при разных скоростях подачи электрода, м/ч: I = 0.6; 2 = 1.25; 3 = 2.0; 4 = 2.6; 5 = 3.3; 6 = 3.8

ром между электродом и кристаллизатором. Соответственно в этих участках электрод оплавляется более интенсивно. Кроме того, несимметричный характер плавления электрода может быть вызван электромагнитным дутьем, вызванным несимметричным подводом электрического тока к поддону и электроду. Такой характер правления электрода является нежелательным, поэтому нужно принимать соответствующие меры для его устранения.

Заключение

Полученные в результате проведенных экспериментов данные совпадают с известными представлениями о характере плавления расходуемого электрода при различных режимах ЭШП. При этом необходимо отметить, что полученные данные справедливы лишь для электродов относительно небольших размеров. При переплаве электродов диаметром 200 мм и выше характер их плавления, особенно при невысоких удельных мощностях переплава, может существенно отличаться. Это будет проявляться, прежде всего, в наличии большого количества очагов каплеобразования на оплавляемой поверхности электрода [6].

При производстве прецизионных сплавав зачастую нет необходимости в изготовлении многотоннажных слитков, а требуется выплавка слитков относительно небольших размеров. В связи с этим, полученные в результате проведенных экспериментов количественные данные представляют практический интерес и могут быть использованы при выборе рациональных режимов ЭШП слитков прецизионных сплавов типа 29НК диаметром 80...150 мм.

Список литературы

- 1. Медовар Б.И., Цыкуленко А.К., Шевцов В.Л. и др. (1986) *Металлургия электрошлакового процесса*. Патон Б.Е. (ред.). Киев, Наукова думка.
- 2. Латаш Ю.В., Медовар Б.И. (1970) Электрошлаковый переплав. Москва, Металлургия.

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

- Медовар Л.Б., Лебедь В.А., Стовпченко А.П. и др. (2012) О реконструкции печей ЭШП. Современная электрометаллургия, 4, 3-6.
- Протоковилов И.В., Петров Д.А., Порохонько В.Б. (2016)
 Электрошлаковый переплав отходов прецизионных сплавов. Современная электрометаллургия, 2, 18–22.
- 5. Грицианов Ю.А., Путимцев Б.Н., Молотилов Б.В. (1975) Металлургия прецизионных сплавов. Москва, Металлургия.
- Kharicha A., Ludwig A., Wu M. (2011) Simulation of the melting during an industrial scale electro-slag remelting process. *LMPC 2011, Nancy, France*, pp. 41–48.

References

 Medovar, B.I., Tsykulenko, A.K., Shevtsov, V.L. et al. (1986) *Metallurgy of electroslag process*. Ed. by B.E. Paton. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

- 2. Latash, Yu.V., Medovar, B.I. (1970) *Electroslag remelting*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Medovar, L.B., Lebed, V.A., Stovpchenko, A.P. et al. (2012) About reconstruction of ESR furnaces. *Sovrem. Elektrometall.*, 4, 3–5 [in Russian].
- 4. Protokovilov, I.V., Petrov, D.A., Porokhonko, V.B. (2016) Electroslag remelting of wastes of precision alloys. *Ibid.*, **2**, 18–22 [in Russian].
- 5. Gritsianov, Yu.A., Putimtsev, B.N., Molotilov, B.V. (1975) *Metallurgy of precision alloys.* Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Kharicha, A., Ludwig, A., Wu, M. (2011) Simulation of the melting during an industrial scale electroslag remelting process. *LMPC 2011, Nancy, France*, 41–48.

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ЕШП НА ОСОБЛИВОСТІ ПЛАВЛЕННЯ ВИТРАТНОГО ЕЛЕКТРОДУ З ПРЕЦИЗІЙНОГО СПЛАВУ 29НК

І.В. Протоковілов, Д.А. Петров, В.Б. Порохонько

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Досліджено вплив електричної напруги, струму плавки і швидкості подачі витратного електроду при ЕШП на особливості плавлення електроду і форму торця його оплавленої частини. Експерименти проводили при ЕШП витратних електродів діаметром 55 мм з прецизійного сплаву 29НК в мідному водоохолоджуваному кристалізаторі діаметром 84 мм. Встановлено залежності струму плавки від швидкості подачі електроду для різних значень електричної напруги на ванні. Побудовано залежності глибини занурення електроду в шлак і кута конусу оплавленої його частини від швидкості подачі електроду і напруги. Отримано кількісні дані, що можуть бути використані при виборі раціональних режимів ЕШП зливків прецизійних сплавів типу ковар діаметром 80...150 мм. Бібліогр. 6, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: електрошлаковий переплав; витратний електрод; глибина занурення; струм плавки; напруга; плавлення; сплав

EFFECT OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF ESR ON THE FEATURES OF MELTING OF CONSUMABLE ELECTRODE FROM PRECISION ALLOY 29NK I.V. Protokovilov, D.A. Petrov, V.B. Porokhonko E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Effect of electric voltage, melting current and consumable electrode feed rate in ESR on the features of electrode melting and shape of its molten part was studied. Experiments were conducted at ESR of consumable electrodes of 55 mm diameter from precision alloy 29NK in a copper water-cooled mould of 84 mm diameter. Dependencies of melting current on electrode feed rate were established for different values of electric voltage in the pool. Dependencies of the depth of electrode immersion into slag and angle of cone of its molten part on electrode feed rate and voltage were plotted. Quantitative data were obtained, which can be used at selection of rational modes of ESR of ingots of 80...150 mm diameter from precision alloys of kovar type. Ref. 6, Tabl. 1, Fig. 6.

Key words: electroslag remelting; consumable electrode; immersion depth; melting current; voltage; melting; alloy

Поступила в редакцию 01.10.2019



НОВАЯ КНИГА

Физические процессы при сварке и обработке материалов. Теоретическое исследование, математическое моделирование, вычислительный эксперимент: Сб. статей и докладов под ред. акад. НАН Украины И.В. Кривцуна. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 642 с. ISBN 978-617-7015-74-0

В открытом доступе по ссылке https://patonpublishinghouse.com/compilations/Krivtsun_Sbornik_2018_small.pdf

https://doi.org/10.15407/sem2019.04.02

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ И ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКЕ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ЕМКОСТЬЮ

С.В. Ахонин¹, Ю.М. Гориславец², А.И. Глухенький², В.А. Березос¹, А.И. Бондар², А.Н. Пикулин¹

¹ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua ²Институт электродинамики НАН Украины. 03057, г. Киев, просп. Победы, 56. Е-mail: gai56@ied.org.ua

Сформулирована трехмерная математическая модель сопряженных гидродинамических и тепловых процессов в затвердевающем металле для установившегося режима процесса электронно-лучевой плавки сплава титана в проходной цилиндрический кристаллизатор. Расчитана гидродинамическая задача для вязкого турбулентного течения с использованием *k*-є модели турбулентности. При рассмотрении тепловых процессов для учета теплоты фазового перехода использовали метод полной теплоемкости, учитывали тепломассоперенос и турбулентную теплопроводность расплава. Получены трехмерные поля скорости движения металла и его температуры, определено положение двухфазной зоны в слитке. Библиогр. 16, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; кристаллизатор; промежуточная емкость; математическое моделирование; гидродинамические и тепловые процессы

Теплофизические процессы, протекающие при формировании слитка в проходном кристаллизаторе во время электронно-лучевой плавки (ЭЛП) с промежуточной емкостью, даже в случае цилиндрической его формы носят явно выраженный трехмерный характер, что обусловлено отсутствием осевой симметрии при подаче в него расплава. При периферийной подаче расплава в кристаллизатор происходит сложное по структуре движение металла, которое сопровождается конвективным тепломассопереносом, в том числе и за счет турбулентных пульсаций расплава. Естественно, что учет расчетным путем таких теплофизических процессов возможен только с помощью решения сопряженных трехмерных задач теплообмена и гидродинамики.

Изначально математическое моделирование теплофизических процессов при непрерывном литье слитков как в области специальной, так и черной металлургии преимущественно сводилось к рассмотрению теплового состояния слитка без детального учета тепломассопереноса за счет движения металла в жидкой части слитка. Конвективный перенос тепла в этом случае приближенно учитывался вводом эффективного коэффициента теплопроводности, значение которого задавалось эмпирически, исходя из имеющихся экспериментальных данных [1–4].

По мере развития вычислительной техники расчетный анализ процессов при непрерывном литье слитков начал выполняться с учетом состояния жидкометаллической ванны, полученного в результате гидродинамического расчета. Применительно к электронно-лучевой плавке с литьем слитка в круглый кристаллизатор можно выделить работы [5-7], в которых процессы затвердевания слитка рассматривались в двумерной осесимметричной постановке. Недостатком такого подхода стала ограниченная возможность использования представленных в них математических моделей для расчета процессов при ЭЛП с промежуточной емкостью. В настоящее время с учетом более высокого современного уровня вычислительной техники указанный недостаток может быть устранен.

Задачей настоящей работы является разработка трехмерной математической модели сопряженных гидродинамических и тепловых процессов в проходном кристаллизаторе при ЭЛП с промежуточной емкостью. Математическая модель позволит исследовать процессы в квазистационарном режиме непрерывной плавки слитка, при котором поло-

С.В. Ахонин — https://orcid.org/0000-0002-7746-2946; Ю.М. Гориславец — https://orcid.org/0000-0003-1668-4972;

А.И. Бондар — https://orcid.org/0000-0002-1678-8862; А.Н. Пикулин — https://orcid.org/0000-0001-6327-3848

© С.В. Ахонин, Ю.М. Гориславец, А.И. Глухенький, В.А. Березос, А.И. Бондар, А.Н. Пикулин, 2019

А.И. Глухенький — https://orcid.org/0000-0001-5053-5677; В.А. Березос — https://orcid.org/0000-0002-5026-7366;



Рис. 1. Технологическая схема процесса электронно-лучевой плавки: *1–5* — электронно-лучевые нагреватели; *6* — расходуемая шихтовая заготовка; *7* — промежуточная емкость; *8* — кристаллизатор; *9* — слиток

жение фронта затвердевания сплава относительно кристаллизатора не изменяется во времени.

В работе рассмотрены процессы затвердевания титанового сплава Ti-6Al-4V при непрерывном литье слитка в медный проходной водоохлаждаемый цилиндрический кристаллизатор. Технологическая схема процесса представлена на рис. 1. Подачу расплава в кристаллизатор осуществляли из промежуточной емкости в виде вертикальной струи с постоянными расходом и температурой. Поверхность ванны жидкого металла в кристаллизаторе для формирования требуемого фронта кристаллизации и обеспечения гладкой боковой поверхности слитка дополнительно обогревали с помощью электронно-лучевого нагрева (ЭЛН).

Основные теоретические положения математической модели. Для численного моделирования теплофизических процессов при непрерывном литье сплава титана в кристаллизатор использовали один из методов с фиксированной



Рис. 2. Зависимость объемной доли жидкости (1), а также ее производной (2) от температуры в двухфазной зоне

расчетной сеткой, а именно — метод фазового поля (phase field method) [8]. Характерной особенностью метода является то, что жидкая фаза, переходная двухфазная зона, а также твердая фаза затвердевающего слитка моделируются как одна подобласть.

При моделировании объемную долю жидкости *F*_L в двухфазной зоне описывали в зависимости от температуры сглаженной функцией Хевисайда

$$F_{L} =$$

$$= \begin{cases} 1 & T \ge T_{L} \\ 0,5+1,875\frac{T-T_{m}}{\Delta T} - 5\left(\frac{T-T_{m}}{\Delta T}\right)^{3} + 6\left(\frac{T-T_{m}}{\Delta T}\right)^{5} & T_{L} \ge T \ge T_{S} \\ 0 & T \le T_{S} \end{cases}, (1)$$

где T_m — температура плавления сплава; ΔT — температурный диапазон фазового перехода. Зависимость данной функции, а также ее производной от температуры при $T_m = 1883$ К и $\Delta T = 30$ К в качестве иллюстрации представлены на рис. 2.

Моделирование гидродинамических процессов. Расчет гидродинамических процессов, которые происходят при непрерывном литье титанового сплава в кристаллизатор, выполняли со следующими допущениями: расплав считался вязкой несжимаемой жидкостью, движение принималось турбулентным. Хорошо апробированной и наиболее распространенной моделью для расчета турбулентных течений является модель усредненных Рейнольдсом уравнений Навье–Стокса (RANS) [9]. Система уравнений, состоящая из уравнений неразрывности и движения, с учетом стационарности рассматриваемого процесса имеет следующий вид:

$$\rho \nabla \overline{\mathbf{u}} = \mathbf{0},\tag{2}$$

$$\rho(\overline{\mathbf{u}}\nabla)\overline{\mathbf{u}} = -\nabla \,\overline{p} + \nabla(\mu + \mu_T) \times \\ \times (\nabla \overline{\mathbf{u}} + (\nabla \,\overline{\mathbf{u}})^T) + \rho \mathbf{g} + \mathbf{f}_{drag},$$
⁽³⁾

где ρ — плотность жидкого металла; $\overline{\mathbf{u}}$ — усредненное значение скорости; \overline{p} — усредненное значение давления; μ и μ_T — коэффициенты молекулярной и турбулентной динамической вязкости; \mathbf{g} — ускорение силы тяжести; \mathbf{f}_{drag} — тормозящая сила Дарси, искусственно введенная для уменьшения и подавления скоростей в вязкой и твердой зонах.

Для определения значения коэффициента турбулентной динамической вязкости (μ_T) выбрана одна из наиболее распространенных моделей —

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

к–є модель турбулентности [9]. Турбулентная динамическая вязкость в ней выражается как

$$\mu_T = \rho C_{\mu} \frac{k^2}{\varepsilon},\tag{4}$$

где C_{μ} — эмпирическая константа; k — плотность кинетической турбулентной энергии; ε — скорость ее диссипации. Для определения значений k и ε в данной модели дополнительно решали два уравнения.

Введенная в уравнение движения (3) сила Дарси, необходимая для возможности торможения и подавления скорости в двухфазной и твердой зонах, определяли в соответствии с выражением:

$$\mathbf{f}_{drag} = \frac{A\left(1 - F_L\right)^2}{a + F_L^3} \Big(\overline{\mathbf{u}} - \mathbf{u}_{cast} \Big), \tag{5}$$

где A = 2000 кг/(м³·с) и a = 0,001 — константы, соотношение которых A/a должно быть достаточным, чтобы подавить движение (за исключением скорости литья слитка \mathbf{u}_{cast}) в твердой области. В жидкой области ($F_L = 1$) сила Дарси не оказывает влияние на движение [10].

Моделирование теплофизических процессов. Уравнение теплопередачи для жидкой среды с фазовым переходом при ее турбулентном движении можно записать следующим образом:

$$\rho C_{p}(\mathbf{u}\nabla)T + \nabla(-\lambda_{eff}\nabla T) = 0, \qquad (6)$$

где ρ — плотность; C_p — удельная теплоемкость, определяемая с учетом теплоты фазового перехода; T — температура; **u** — скорость, определяемая в результате гидродинамического расчета; λ_{eff} — эффективный коэффициент теплопроводности, определяемый с учетом турбулентной теплопроводности.

Учет скрытой теплоты фазового перехода. Для учета теплоты фазового перехода при затвердевании слитка и α-β-переходе использовали так называемый метод полной теплоемкости (apparent heat capacity method) [11].

Полагали, что при затвердевании слитка выделение скрытой теплоты фазового перехода Lпроисходит в диапазоне между температурой ликвидуса T_L и температурой солидуса T_s . В этом температурном интервале удельная теплоемкость C_p является суммой удельной эквивалентной теплоемкости C_{eq} , которая учитывает изменение теплоемкости сплава при переходе из одного агрегатного состояния в другое, и удельной теплоемкости C_t , которая учитывает теплоту фазового перехода

$$C_p = C_{eq} + C_L. \tag{7}$$

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

Удельная эквивалентная теплоемкость в двухфазной зоне определяется в соответствии с выражением

$$C_{eq} = \frac{(F_L \rho_l C_l + (1 - F_L) \rho_s C_s)}{(F_L \rho_l + (1 - F_L) \rho_s)},$$
(8)

где индексы *l* и *s* обозначают характеристики жидкой и твердой фаз соответственно.

Для удельной теплоемкости C_L в двухфазной зоне выполняется условие

$$\int_{T_S}^{T_L} C_L(T) dT = L.$$
(9)

При этом характер зависимости от температуры удельной теплоемкости C_L в двухфазной зоне соответствует производной по температуре от функции F_L (см. рис. 2).

Учет скрытой теплоты α - β -перехода ($L_{\alpha-\beta}$) выполняли аналогично, для чего искусственно задавали температурный интервал фазового перехода.

Учет турбулентной теплопроводности. Для жидкой фазы слитка дополнительный механизм теплопередачи, связанный с турбулентными пульсациями, учитывали путем введения в уравнение (6) коэффициента λ_{eff} . Данный коэффициент рассчитывали следующим образом:

$$\lambda_{eff} = \lambda + \lambda_T, \tag{10}$$

где λ и λ_{T} — коэффициенты молекулярной и турбулентной теплопроводности соответственно.

Коэффициент турбулентной теплопроводности λ_T в наиболее простом случае вычисляется по формуле

$$\lambda_T = \frac{C_p \mu_T}{\Pr_T},\tag{11}$$

где \Pr_{T} — турбулентное число Прандтля, которое задается константой. Значение этого числа для жидких металлов находится в диапазоне $1 \le \Pr_{T} \le 10$ [12]. Более точно значение числа \Pr_{T} определяется в соответствии с расширенной моделью Кейса–Кроуффорда [13].

Для двухфазной зоны турбулентную теплопроводность не учитывали. Эффективную теплопроводность в ней определяли молекулярными теплопроводностями твердой и жидкой фаз в соответствии с уравнением

$$\lambda_{eff} = F_L \lambda_l + (1 - F_L) \lambda_s. \tag{12}$$

Исходные данные для расчета. Моделировали процесс кристаллизации слитка из титанового сплава Ti–6Al–4V в цилиндрическом кристаллизаторе диаметром 0,6 м и высотой 0,15 м. Скорость вытягивания слитка (**u**_{cast}) составляла 4 мм/мин, что соответствует непрерывному литью слитка с производительностью 300 кг/ч. Температура металла на входе в кристаллизатор $(T_{in}) - 2000$ K, сечение струи — 10 на 60 мм.

Мощность ЭЛН по верхней торцевой поверхности распределялась следующим образом: $Q_1 = 100 \text{ кВт}$ — равномерно в центральной зоне с диаметром 0,5 м; $Q_2 = 105 \text{ кВт}$ — в периферийной зоне с максимумом удельного теплового потока на диаметре 550 мм и диаметром электронного пучка 50 мм. Коэффициент полезного действия ЭЛН принят равным 0,75.

Удельная скрытая теплота плавления сплава принималась равной 435,5 кДж/кг, α-β-перехода — 48 кДж/кг, испарения — 8970 кДж/кг; температура ликвидуса — 1898 К, солидуса — 1868 К, α-β-перехода — 1156 К.

С целью упрощения расчетов пренебрегали зависимостью теплофизических параметров от температуры. Принятые усредненные их значения для твердой и жидкой фаз сплава Ti-6Al-4V соответственно следующие: удельная теплоемкость — 759 и 831 Дж/(кг·К); коэффициент теплопроводности — 28,4 и 33,4 Вт/(м·К); плотность — 4189 и 3920 кг/м³; коэффициент динамической вязкости расплава — 0,0032 Па·с.

Численная реализация математической модели. Модель для исследования стационарных сопряженных гидродинамических и тепловых процессов формирования слитка реализовывалась численно методом конечных элементов в пакете программ Comsol Multiphysics. Поскольку расплав из промежуточной емкости подается в пристеночную зону кристаллизатора в виде вертикальной струи, вследствие симметрии процессов относительно плоскости, проходящей через оси струи и слитка, процессы рассматриваются в декартовой системе координат для 1/2 части объема слитка.

Для соответствия модели условию стационарного теплового режима в верхней части слитка, при котором положение фронта затвердевания сплава относительно кристаллизатора не изменяется во времени, достаточно рассматривать процессы лишь в части слитка с продольным размером, превышающим глубину жидкой ванны в 2...3 раза. Исходя из типичной глубины ванны 0,3...0,5 м для данного технологического режима плавки, длину расчетной области (*l*) принимали равной 1 м. Как показали оценочные расчеты, дальнейшее увеличение этой длины практически не сказывается на таких расчетных результатах, как форма и глубина ванны, конфигурация двухфазной зоны, тепловая нагрузка на стенку кристаллизатора.

Расчетная область модели с исходной расчетной сеткой и указанием участков поверхности слитка с различными граничными условиями задач гидродинамики и теплообмена представлена на рис. 3 и в табл. 1. Для удобства задания граничных условий на поверхности слитка в зоне кристаллизатора расчетная область математической модели разбивалась на две подобласти Ω, и Ω,.

В качестве граничных условий при решении гидродинамической задачи задавались условия:



Рис. 3. Область моделирования с расчетной сеткой (а) и указанием границ (б)

Таблица 1. Граничные условия на поверхности слитка

Область	Гидродинамическая задача	Задача теплообмена
Γ_1		$-\mathbf{nq} = q_{EB} - q_{ev} - q_{rad}$
Γ ₅ Γ ₆	un = 0; K – (Kn) n = 0, где K = $[(\mu + \mu_T)(\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^T)]\mathbf{n}; \nabla k\mathbf{n} = 0; \nabla \varepsilon \mathbf{n} = 0$	$-\mathbf{nq}=0$
Γ_4		$-\mathbf{nq} = -q_{rad}$
Γ ₂	$\mathbf{n}^{T}[-p\mathbf{I} + (\mu + \mu_{T})(\nabla \mathbf{u} + (\nabla \mathbf{u})^{T})]\mathbf{n} = -p_{in}; \mathbf{ut} = 0; k = \frac{3}{2} \left(U_{ref}I_{T}\right)^{2}; \epsilon = C_{\mu}^{3/4} \frac{k^{3/2}}{L_{T}}$	$T = T_{in}$
Γ ₃	$\mathbf{u}\mathbf{n} = 0; \left[\left(\boldsymbol{\mu} + \boldsymbol{\mu}_T\right)\left(\nabla \mathbf{u} + \left(\nabla \mathbf{u}\right)^T\right)\right]\mathbf{n} = -\rho \frac{u_{\tau}}{u^+}\mathbf{u}_t; \nabla k\mathbf{n} = 0; \ \varepsilon = \rho \frac{C_{\mu}k^2}{\kappa_{\nu}\delta_w^+\boldsymbol{\mu}}$	$-\mathbf{nq} = -q_{conv}(T_{in} > T > T_L)$ $-\mathbf{nq} = -q_{conv} - q_{rad}(T_L > T > T_{sep})$ $-\mathbf{nq} = -q_{rad}(T < T_{sep})$
Γ ₇	$\mathbf{un} = u_{cost}; \nabla k\mathbf{n} = 0; \nabla \varepsilon \mathbf{n} = 0$	$-\mathbf{nq}=0$

входа в зоне вхождения струи в кристаллизатор (Γ_2); стенки без проскальзывания на границе с кристаллизатором (Γ_3); стенки со скольжением на остальной поверхности (Γ_1 , Γ_4); симметрии на плоскости симметрии (Γ_5 , Γ_6) и скорость вытягивания слитка u_{cact} на нижнем его торце (Γ_7).

При решении задачи теплообмена на входе струи в кристаллизатор (Γ_2) задавалась температура расплава T_{in} , на плоскости симметрии (Γ_5 , Γ_6) — условие симметрии для температуры.

На верхнем торце слитка и его боковой поверхности ниже кристаллизатора (Γ_1 , Γ_4) для учета потерь тепла за счет излучения задавались плотностью теплового потока q_{rad} в соответствии с законом Стефана–Больцмана:

$$q_{rad} = \xi \sigma \Big(T^4 - T_0^4 \Big), \tag{13}$$

где ξ — приведенная степень черноты поверхностей теплообмена; $\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·K⁴) — постоянная Стефана–Больцмана; $T_0 = 293$ К — температура окружающей среды.

Дополнительно на верхнем торце слитка (Γ_1) задавались удельные тепловые потоки электронно-лучевого нагрева q_{EB} , а также потерь тепла за счет испарения расплава q_{ev} .

Задаваемое при расчетах распределение по радиусу торца слитка удельной тепловой (с учетом кпд) мощности ЭЛН для центральной (q_1) и периферийной (q_2) зон представлено на рис. 4.

Таблица 2. Скорость испарения титана и удельная мощность потерь тепла в зависимости от температуры

<i>Т</i> , К	$G, \Gamma/(M^2 \cdot c)$	$q_{_{ev}}$, к $\mathrm{Br/m^2}$
1800	0,0286	0,257
1900	0,138	1,238
2000	0,558	5,005
2200	5,840	49,156

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

Удельная мощность тепловых потерь на испарение сплава q_{ev} учитывалась путем аппроксимации в зависимости от температуры известных экспериментальных данных (табл. 2) [14].

Для боковой поверхности слитка в зоне кристаллизатора (Γ_3) условия охлаждения моделировали следующим образом. Задавались значением температуры полного отрыва слитка от стенки кристаллизатора T_{sep} . При локальной температуре поверхности слитка ниже данного значения ($T < T_{sep}$) условия охлаждения задавались в соответствии с законом Стефана–Больцмана.

Для температуры выше температуры ликвидуса ($T_{in} > T > T_L$), когда металл находится в жидком состоянии, условие конвективного теплообмена описывали следующим выражением:

$$q_{conv} = \alpha_{eff} \left(T - T_0 \right). \tag{14}$$

Полагалось, что значение эффективного коэффициента теплоотдачи (КТО), который интегрально учитывает теплоотдачу от жидкого металла к охлаждающей воде в кристаллизаторе, с понижением температуры расплава линейно уменьшается от значения α_{in} до значения α_{cont} ($\alpha_{in} > \alpha_{cont}$) и имеет вид:



$$\alpha_{eff} = \alpha_{cont} + (\alpha_{in} - \alpha_{cont}) \frac{\left(T - T_L\right)}{\left(T_{in} - T_L\right)}.$$
 (15)

Для температурного интервала ($T_L > T > T_{sep}$) принимался комбинированный механизм теплопередачи как за счет контактного теплообмена, так и за счет излучения, который также учитывался с помощью условия конвективного теплообмена (14). Интегральный эффективный коэффициент теплоотдачи в этом случае определяли в соответствии с выражением [6]:

$$\alpha_{eff} = \alpha_{cont} \theta + \xi \sigma (T + T_0) (T^2 + T_0^2) (1 - \theta), \quad (16)$$

где $\theta = (T - T_{sep})/(T_L - T_{sep}).$

Значение приведенной степени черноты (ξ) для жидкометаллической верхней торцевой поверхности слитка (Γ_1) принимали равным 0,3; для боковой поверхности (Γ_3 , Γ_4) — 0,4 [15, 16].

На нижней границе расчетной области (Г₇) задавали условие теплоизоляции.



Рис. 5. Структура движения металла и распределение температуры в слитке: $I - T_L; 2 - T_s; 3 - T_{a:\beta}$

Результаты моделирования. Существенная неопределенность в значениях параметров, определяющих теплообмен как внутри слитка, так и с его поверхности, предопределяет необходимость проведения в дальнейшем ряда вариантных расчетов по выявлению степени влияния каждого из них на тепловое состояние слитка и определения путем сопоставления с экспериментальными данными более узкого диапазона их вероятных значений.

Ниже представлены результаты расчетов, полученные с помощью предложенной математической модели с вышеприведенными исходными данными и значениями теплофизических параметров. На рис. 5 представлены расчетное распределение температуры в слитке и структура движения метала в жидкой и твердой фазах слитка, которые получены при значениях температуры отрыва $T_{sep} = T_s = 1868$ К, значений коэффициентов теплоотдачи $\alpha_{in} = 6000$, $\alpha_{cont} = 2000$ Вт/(м²·K) и турбулентного числа Прандтля $Pr_T = 1$.

Положение фронта кристаллизации на рисунке показано двумя изотермами с температурой ликвидуса T_L и солидуса T_{s^2} α - β -перехода — изотермой $T_{\alpha-\beta}$. Значение температурного диапазона α - β -перехода при расчете принималось равным 30 К. Для возможности графического представления структуры движения металла размер стрелок выбран пропорциональным скорости движения в логарифмическом масштабе.

Как видно из рисунка, при заданном режиме электронно-лучевого нагрева и заданных условиях охлаждения жидкая фаза металла сохраняется



Рис. 6. Распределение температуры торцевой поверхности слитка по диаметру в плоскости симметрии при различных значениях \Pr_r : *1* — 1; *2* — 4; *3* — 10

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019



Рис. 7. Распределение температуры (*a*) и плотности теплового потока с поверхности слитка (б) в зоне кристаллизатора: *I* — вдоль образующей под входом струи; 2 — вдоль образующей на диаметрально противоположной стороне слитка

практически на всей верхней торцевой поверхности слитка, что подтверждается экспериментально. Ширина двухфазной зоны по периферии этой поверхности не превышает 1...2 мм. Изменение значения температуры отрыва T_{sep} ниже 1868 К приводит сначала к увеличению толщины вязкой фазы, а в дальнейшем — к появлению на поверхности и твердой фазы.

Распределение температуры по диаметру верхнего торца слитка при различных принятых в расчетах значениях числа Pr₁₇, которое в соответствии с уравнением (11) определяет значения коэффициентов турбулентной теплопроводности в жидкой части слитка, представлено на рис. 6.

Изменение значения турбулентного числа Прандтля в диапазоне от 1 до 10 приводит к незначительному повышению уровня температуры торцевой поверхности. Средняя температура поверхности при этом увеличивается с 2052 до 2088 К. Локально наиболее заметно вклад турбулентной теплопроводности проявляется в зоне вокруг входа струи расплава в кристаллизатор, где перепад значений максимальной температуры достигает 100 К. В целом изменение числа Прандтля весьма незначительно сказывается на положении изотерм с температурой T_L и T_s , а также на величине глубины ванны жидкого металла (изменяется с 30 до 28,5 см), что свидетельствует об относительно слабом влиянии механизма турбулентной теплопроводности на процесс затвердевания слитка.

Наличие на периферии торца слитка кольцевой перегретой зоны, положение и максимум температуры которой соответствует распределению плотности теплового потока ЭЛН в периферийной зоне w_{2} , указывает на необходимости в дальнейшем дополнительного учета в гидродинамической задаче тангенциальных термокапиллярных напряжений [15].

Распределение температуры и плотности теплового потока с поверхности слитка в зоне кристаллизатора вдоль двух диаметрально расположенных в плоскости симметрии образующих боковой поверхности представлено на рис. 7.

В области входа струи общая глубина жидкой фазы и двухфазной зоны слитка ($T > T_s$) на боковой поверхности достигает порядка 53 мм, в то время как на противоположной стороне слитка она составляет всего 11 мм. Средняя температура поверхности слитка в зоне кристаллизатора равна 1698 К, а средняя температура поверхности на выходе из кристаллизатора — 1527 К.

Плотность теплового потока с поверхности слитка в зоне кристаллизатора монотонно снижается по высоте, достигая значения порядка 100...150 кВт/м² у нижней его кромки. У верхней кромки в зоне входа струи имеем локально до 6,4 и порядка 0,9 МВт/м² по всему остальному периметру. Средняя плотность теплового потока в кристаллизатор составляет 239 кВт/м².

При $Pr_T = 1$ получен следующий интегральный тепловой баланс: общий теплоприток составил 232 кВт, из которых 143 кВт приходится на ЭЛН, а 89 кВт поступает за счет разницы теплосодержания (энтальпии) между входом и выходом; теплоотвод составляет 232 кВт, из которых 5 кВт приходится на потери теплоты за счет испарения, 85 кВт — за счет излучения с зеркала металла, 67,5 кВт — теплоотдача в кристаллизатор, 74,5 кВт — излучение со стенок слитка ниже кристаллизатора.

Выводы

1. Для квазистационарного режима электронно-лучевой плавки представлена математическая модель и методика численного расчета сопряженных гидродинамических и тепловых процессов в затвердевающем металле при литье сплава титана из промежуточной емкости в цилиндрический проходной кристаллизатор.

2. Модель позволяет определить конфигурацию двухфазной зоны и жидкой ванны в слитке в зависимости от следующих технологических параметров электронно-лучевой плавки: скорости вытягивания слитка; распределения мощности электронно-лучевого нагрева по торцевой поверхности; температуры металла на входе в кристаллизатор; сечения и локализации струи расплава, подаваемого в кристаллизатор из промежуточной емкости.

3. Исходя из фактического отсутствия твердой фазы на верхнем торце слитка, при принятых в модели условиях теплоотдачи с поверхности слитка в зоне кристаллизатора, температура полного отрыва слитка от стенки близка к температуре солидуса. Глубина мениска (включая двухфазную зону) практически по всей боковой поверхности слитка составляет 10...15 мм и достигает локально порядка 50 мм в области входа струи в кристаллизатор.

4. Учет турбулентной теплопроводности незначительно сказывается на положении изотерм с температурой ликвидуса и солидуса, а также на величине глубины ванны жидкого металла, что свидетельствует об относительно слабом влиянии турбулентных пульсаций расплава на процесс затвердевания слитка. Соответственно, определяющим механизмом теплопередачи в жидкой фазе слитка можно считать тепломассообмен за счет усредненного движения.

5. Дальнейшее повышение точности и достоверности расчетов может быть достигнуто за счет учета зависимости теплофизических параметров от температуры и уточнения эмпирически определяемых параметров теплообмена.

Список литературы

- 1. Самойлович Ю.А., Крулевецкий С.Л., Горяинов В.А., Кабаков З.К. (1982) *Тепловые процессы при непрерывном литье стали*. Самойлович Ю.А. (ред.). Москва, Металлургия.
- 2. Волохонский Л.А. (1985) *Вакуумные дуговые печи*. Москва, Энергоатомиздат.
- Bellot J.P., Jardy A., Ablitzer D. (1992) Thermal modelling of solidification and cooling of an electron beam melted titanium ingot. *Titanium '92. Science and Technology. Proceedings of the Seventh International Conference on Titanium, San Diego, California, June 29–July 2*, 3, pp. 2347–2354.

- Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) Электронно-лучевая плавка титана. Киев, Наукова думка.
- Bellot J.P., Jardy A., Ablitzer D. (1995) Simulation numérique des transports couplés au sein du puits liquide d'un lingot de titane refondu par bombardement électronique. *Revue de Métallurgie. C.I.T. Science et Génie des Matériaux*, 92(12), 1399–1410.
- 6. Лесной А.Б., Демченко В.Ф. (2003) Моделирование гидродинамики и массообмена при электронно-лучевом переплаве титановых слитков. Современная электрометаллургия, **3**, 19–24.
- Bellot J.P., Defay B., Jourdan J. et al. (2012) Inclusion behavior during the electron beam button melting test. J. Mater. Eng. Perform, 21, 2140–2146.
- Boettinger W.J., Warren J.A., Beckermann C., Karma A. (2002) Phase-field simulation of solidification. *Annual Review* of materials research, **32**, 163–194. DOI: 10.1146/annurev. matsci.32.101901.155803.2002.
- 9. Wilcox D.C. (2006) *Turbulence Modeling for CFD*. DCW Industries, 3rd edition.
- Avnaim M.H., Levy A., Mikhailovich B. et al. (2016) Comparison of three-dimensional multidomain and singledomain models for the horizontal solidification problem. *J. of Heat Transfer*, 138(11). DOI: 10.1115/1.4033700.2016.
- Civan F., Sliepcevich C.M. (1987) Limitation in the apparent heat capacity formulation for heat transfer with phase change. *Proc. Okla. Acad. Sci.*, 67, 83–88.
- Рогожкин С.А., Аксенов А.А., Жлуктов С.В. и др. (2014) Разработка модели турбулентного теплопереноса для жидкометаллического натриевого теплоносителя и её верификация. *Вычисл. мех. сплош. сред*, 7(3), 300–316.
- Weigand B., Ferguson J.R., Crawford M.E. (1997) An extended Kays and Crawford Turbulent Prandtl number model. J. Heat and Mass Transfer, 40(17), 4191–4196.
- 14. Справочник по цветным металлам. https://libmetal.ru/titan/phisproptitan.htm
- Westerberg K.W., Meier T.C., McClelland M.A. et al. (1997) Analysis of the E-Beam evaporation of titanium and Ti–6Al– 4V. Proc. Conf. «Electron Beam Melting and Refining — State of the Art 1997». R. Bakish (Ed.). Bakish Materials Corp., Englewood, NJ, pp. 208–221.
- Bojarevics V., Harding R.A., Pericleous K., Wickins M. (2004) The development and experimental validation of a numerical model of an induction skull melting furnace. *Metallurgical and Materials Transactions*, **35 B**, 785–803.

References

- 1. Samojlovich, Yu.A., Krulevetsky, S.L., Goryainov, V.A., Kabakov, Z.K. (1982) *Thermal processes in continuous casting of steel.* Ed. by Yu.A. Samojlovich. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- 2. Volokhonsky, L.A. (1985) *Vacuum arc furnaces*. Moscow, Energoatomizdat [in Russian].
- 3. Bellot, J.-P., Jardy, A., Ablitzer, D. (1992) Thermal modelling of solidification and cooling of an electron beam melted titanium ingot. In: *Proc. of the 7th Intern. Conf. on Titanium. Titanium'92. Science and Technology (San Diego, California, June 29–July 2*, **3**, 2347–2354.
- 4. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- 5. Bellot, J.P., Jardy, A., Ablitzer, D. (1995) Simulation numérique des transports couplés au sein du puits liquide d'un lingot de titane refondu par bombardement électronique.

Revue de Métallurgie. C.I.T. Science et Génie des Matériaux, 92(12), 1399–1410.

- Lesnoj, A.B., Demchenko, V.F. (2003) Modelling of hydrodynamics and mass exchange in electron beam remelting of titanium alloys. *Advances in Electrometallurgy*, 3, 17–21.
- Bellot, J.P., Defay, B., Jourdan, J. et al. (2012) Inclusion behavior during the electron beam button melting test. *J. Mater. Eng. Perform.*, 21, 2140–2146.
- Boettinger, W.J., Warren, J.A., Beckermann, C., Karma, A. (2002) Phase-field simulation of solidification. *Annual Review of Materials Research*, **32**, 163–194. DOI: 10.1146/annurev.matsci.32.101901.155803.2002.
- 9. Wilcox, D.C. (2006) *Turbulence modeling for CFD*. DCW Industries, 3rd edition.
- Avnaim, M.H., Levy, A., Mikhailovich, B. et al. (2016) Comparison of three-dimensional multidomain and single-domain models for the horizontal solidification problem. *J. of Heat Transfer*, 138(11). DOI: 10.1115/1.4033700.2016.
- Civan, F., Sliepcevich, C.M. (1987) Limitation in the apparent heat capacity formulation for heat transfer with phase change. *Proc. Okla. Acad. Sci.*, 67, 83–88.

- Rogozhkin, S.A., Aksenov, A.A., Zhluktov, S.V. et al. (2014) Development of model of turbulent heat transfer for liquid metal sodium heat-transfer agent and its verification. *Vychisl. Mekh. Splosh. Sred*, 7(3), 300–316 [in Russian].
- Weigand, B., Ferguson, J.R., Crawford, M.E. (1997) An extended Kays and Crawford Turbulent Prandtl number model. *J. Heat and Mass Transfer*, 40(17), 4191–4196.
- 14. *Reference book on nonferrous metals*. https://libmetal.ru/ti-tan/phisproptitan.htm
- Westerberg, K.W., Meier, T.C., McClelland, M.A. et al. (1997) Analysis of the E-Beam evaporation of titanium and Ti-6Al-4V. In: *Proc. of Conf. on Electron Beam Melting and Refining — State of the Art 1997*. Ed. by R. Bakish. Bakish Materials Corp., Englewood, NJ, 208–221.
- Bojarevics, V., Harding, R.A., Pericleous, K., Wickins, M. (2004) The development and experimental validation of a numerical model of an induction skull melting furnace. *Metallurg. and Mater. Transact.*, **35 B**, 785–803.

МОДЕЛЮВАННЯ ГІДРОДИНАМІЧНИХ І ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ У КРИСТАЛІЗАТОРІ ПРИ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІЙ ПЛАВЦІ З ПРОМІЖНОЮ ЄМНІСТЮ

С.В. Ахонін¹, Ю.М. Гориславец², О.І. Глухенький², В.О. Березос¹, О.І. Бондар², О.М. Пікулін¹

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Інститут електродинаміки НАН України.

03057, м. Київ, просп. Перемоги, 56. E-mail: gai56@ied.org.ua

Сформульовано тривимірну математичну модель пов'язаних гідродинамічних і теплових процесів в металі, що твердне, для сталого режиму процесу електронно-променевої плавки сплаву титану в прохідний циліндричний кристалізатор. Розраховано гідродинамічну задачу для в'язкої турбулентної течії з використанням *k*-є моделі турбулентності. При розгляді теплових процесів для обліку теплоти фазового переходу використовували метод повної теплоємності, враховували тепломасоперенос і турбулентну теплопровідність розплаву. Отримано тривимірні поля швидкості руху металу і його температури, визначено положення двохфазної зони в зливку. Бібліогр. 16, табл. 2, рис. 7.

Ключові слова: електронно-променева плавка; кристалізатор; проміжна ємність; математичне моделювання; гідродинамічні і теплові процеси

MODELING HYDRODYNAMIC AND THERMAL PROCESSES IN THE MOULD IN COLD-HEARTH ELECTRON BEAM MELTING

S.V. Akhonin¹, Yu.M. Gorislavets², A.I. Glukhenkiy², V.A. Berezos¹, A.I. Bondar², A.N. Pikulin¹

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Institute of Electrodynamics of the NAS of Ukraine.

56 Pobedy Prosp., 03507, Kyiv, Ukraine. E -mail: gai56@ied.org.ua

A 3D mathematical model was formulated for conjugated hydrodynamic and thermal processes in the solidifying metal for the steady-state mode of the process of electron beam melting of titanium alloy in the continuous-operation cylindrical mould. A hydrodynamic problem for viscous turbulent flow was computed, using k- ε model of turbulence. At consideration of thermal processes the method of total heat capacity was used to allow for the heat of phase transition, heat and mass transfer and turbulent heat conductivity of the melt were taken into account. The 3D fields of metal movement velocity and its temperature were obtained, position of a two-phase zone in the ingot was determined. Ref. 16, Tabl. 2, Fig. 7.

Key words: electron beam melting; mould; intermediate crucible; mathematical modeling; hydrodynamic and thermal processes

Поступила в редакцию 24.05.2019

УДК 621.793.14+621.793.18

ГИБРИДНЫЕ СИСТЕМЫ ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ИСПАРЕНИЯ И ИОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ*

А.И. Кузьмичев¹, А.И. Устинов², А.Э. Руденко², И.М. Дрозд¹

¹НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского». 03056, г. Киев, просп. Победы, 37. E-mail: kuzmichev-kpi@ukr.net ²ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены гибридные системы для электронно-лучевого испарения с ионным ассистированием процесса конденсации испаренного вещества в виде покрытия. Представлена система, в которой ионы аргона генерировались с помощью магнетронного разряда, создаваемого вокруг стержнеобразной подложки, служащей катодом этого разряда. Цель ионного ассистирования — распыление поверхности подложки для финишной очистки перед нанесением покрытия и бомбардировка ионами конденсата во время осаждения для ионно-кинетического воздействия на структуру покрытия. Реализован процесс нанесения демпфирующего покрытия MgO–Cr–Sn на титановую подложку методом электронно-лучевого испарения с ассистированием ионами аргона подложки в условиях относительно низких температур (200 °C). Библиогр. 8, рис. 9.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение; ионы; ассистирование; бомбардировка; магнетронный разряд; демпфирующие покрытия; конденсат; осаждение; подложка

Нанесение покрытий на изделия широко применяется в промышленности с целью расширения функциональных характеристик конструкционных материалов. Покрытия защищают изделия от коррозии, повышают их жаростойкость, улучшают механические и электрические характеристики, облегчают проведение процессов пайки и сварки. Среди известных методов нанесения покрытий особое место занимает технология электронно-лучевого испарения (ЭЛИ) исходного материала в вакууме в силу присущих ей преимуществ [1, 2]. Однако она является чисто термическим процессом и не всегда позволяет получать желаемые результаты, например, по допустимому тепловому воздействию на подложку, требуемой микроструктуре покрытия, адгезии и т. д. Ионное ассистирование в рамках технологии ЭЛИ позволяет решить многие проблемы благодаря использованию эффектов, имеющих место при ионной бомбардировке поверхности твердого тела, из которых наиболее часто используются кинетические эффекты ионного распыления и модификации микроструктуры наносимого покрытия [1-5].

В данной работе рассматриваются: характеристики и потенциал процессов осаждения покрытий с ионным ассистированием; структурные схемы возможных гибридных систем ЭЛИ; система, содержащая электронно-лучевой испаритель и магнетронное разрядное устройство для генерации ионов, бомбардирующих подложку; представлены результаты испытаний подобной системы при нанесении демпфирующего покрытия на титановую подложку при относительно низких температурах (порядка 200 °C).

Характеристики и потенциал процессов осаждения покрытий с ионным ассистированием. Для сравнения различных подходов к технологии нанесения покрытий в условиях, характерных для ЭЛИ, и оценки их возможностей целесообразно использовать энергетические диаграммы, показывающие диапазоны энергий частиц, участвующих в процессах получения покрытий. Подобная диаграмма показана на рис. 1. Она построена на основании анализа данных, опубликованных в мировой научно-технической литературе.

Диаграммы (рис. 1, секция *I*) показывают, что для технологии ЭЛИ с удельной мощностью луча $P_{yq} << P_{kp} (10^6 \text{ Вт/см}^2)$ и без использования ионных (плазменных, газоразрядных) эффектов характерна низкая энергия испаренных частиц (до 0,1 эВ), которая ниже или только вблизи порога многих процессов, важных для формирования качественного покрытия (устойчивой адсорбции осаждающихся частиц, десорбции примесей, перемешивания поверхностных атомов и т. д., см. секцию *III*). Соответственно, ЭЛИ при невысокой температуре подложек приводит к низкой плотности покрытий, их чувствительности к внешней среде, недо-

— ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

^{*}По материалам доклада, представленного на IX Международной конференции «Лучевые технологи в сварке и обработке материалов», 9–13 сентября 2019 г., г. Одесса, Украина.

А.И. Кузьмичев — https://orcid.org/0000-0003-0087-275Х; А.И. Устинов — https://orcid.org/0000-0002-8855-3499; И.М. Дрозд — https://orcid.org/0000-0001-5152-1787

[©] А.И. Кузьмичев, А.И. Устинов, А.Э. Руденко, И.М. Дрозд, 2019



Рис. 1. Энергетические диаграммы процессов при осаждении покрытий методами физического (PVD) и химического (CVD) осаждения с паровой фазы: *I* — энергия частиц, генерируемых в камерах осаждения около источника наносимого вещества; *II* — энергия частиц, воздействующих на подложки и конденсат в различных методах осаждения и дополнительной обработки; *III* — энергетические характеристики некоторых базовых процессов на поверхности подложек; *IV* — энергетические характеристики внешнего ионного луча и электрического воздействия на ионы из плазмы

статочной адгезии и не самым лучшим эксплуатационным свойствам. Поэтому в традиционной технологии ЭЛИ применяют высокотемпературный нагрев подложек (что не всегда допустимо) для повышения качества покрытий и усиления реактивности газов в случае покрытий сложного состава.

В 1937 г. Б. Бергхауз, а более обстоятельно через 27 лет Д. Мэттокс предложили сочетать испарительную технологию осаждения покрытий с бомбардировкой ионами из плазмы газового разряда, окружающей подложку [3, 4]. Эта технология имеет много названий и модификаций: ионное осаждение или Ion Plating (по аналогии с гальваническим осаждением при подаче отрицательного напряжения на металлическую подложку), конденсация с ионной бомбардировкой, термоионное осаждение, осаждение с ионным ассистированием или Ion Assisted Deposition, осаждение с ионным усилением или Ion Enhanced Deposition и т.д. Для ионного ассистирования процесса формирования покрытия, как правило, требуется энергия ионов, бомбардирующих подложку, больше 10 эВ, а на практике — десятки-сотни, иногда тысячи электрон-вольт (рис. 1, секция *II*).

Напряжение автосмещения подложки, окруженной плазмой, за счет ее зарядки плазменными электронами может быть недостаточным, поэтому для ускорения ионов к подложке (образцу изделия) прикладывается внешнее напряжение отрицательного смещения (рис. 1, секция *IV*). Тогда получается многокомпонентный поток частиц, участвующих в процессе ионно-ассистированного осаждения (рис. 1, секция *II*), где одни частицы обладают низкой энергией (штриховая линия для частиц, полученных испарением или термическим разложением прекурсоров, а также для ионов, потерявших энергию при столкновениях с молекулами газа), а другие — это высокоэнергетичные ионы, ускоренные напряжением смещения подложки (сплошная линия).

Выполнять ионное ассистирование можно также с помощью ионной пушки, т. е. внешнего ионного источника, формирующего ионный луч (рис. 1, секция *IV*) и направляющего его на подложку, на которой одновременно конденсируются испаренные частицы. В этом случае испарительная технология ЭЛИ комбинируется с ионно-лучевой. Это есть так называемая Ion Beam Assisted Technology. Энергия ионов в этом случае задается ускоряющим напряжением внутри пушки.

Диаграммы в секциях *II* и *III* на рис. 1 показывают, что ионная бомбардировка подложек может применяться для ионной очистки поверхности подложек, ионного травления их материала, эффектов перемешивания поверхностных атомов осажденного материала и вещества подложки, субповерхностной имплантации ионов каких-либо веществ в тело подложки для легирования и т. д.

Структурные схемы гибридных систем ЭЛИ. Структурные схемы современных гибридных систем ЭЛИ для осаждения покрытий, известных из мировой научно-технической литературы приведены на рис. 2.

Основные особенности этих систем. Во-первых, на подложки обычно подают напряжение отрицательного смещения U_s с целью ускорения бомбардирующих подложку ионов и получения эффекта ионного ассистирования. Но в случае применения автономной ионной пушки (рис. 2, *e*) с внутренним ускорением ионов, источник U_s можно не применять. Во-вторых, используют газ, как ионно-образующую среду, либо инертный для ионной очистки и модификации микроструктуры конденсата, либо реакционный (O_2 , N_2 , C_2H_2 , CH_4 и др.) для нанесения покрытий сложного состава. Газ ионизуют различными способами (рис. 2, *a*–3): электронным лучом испарителя или в тлеющем разряде с подложкой, служащей катодом (а); в ВЧ или СВЧ разряде (б); в разряде постоянного тока с тиглем, служащим катодом (в); с помощью отдельного электронного источника (г); в автономном газоразрядном устройстве, как правило с ВЧ индуктором, которое работает как инжектор ионно-плазменного потока (∂); в ионной пушке (e); в газоразрядной электронной пушке испарителя (\mathcal{H}) ; в газовом разряде в частично изолированном объеме, в котором размещена подложка (3). Отметим, что в системах б-г можно осуществлять безгазовое ионное ассистирование за счет ионизации пара, т. е. ассистирование собственными ионами, если испаритель обеспечивает достаточную плотность пара. Такой подход позволяет минимизировать примеси в покрытиях и даже получать эпитаксиальные структуры, т. е. осуществлять процессы эпитаксии с ионным ассистированием. В системе с газоразрядной пушкой (рис. 2, ж) последняя может генерировать не только ускоренный электронный луч для испарения исходного материала из тигля, но и другие частицы на выходе из луче-



Рис. 2. Структурные схемы современных гибридных систем ЭЛИ: EG — электронная пушка; ES — источник электронов; S — подложка; IS — ионный источник/пушка; G — газ; GD — газовый разряд в квазизамкнутом объеме; VS — испаритель; DC — постоянное напряжение; RF — BЧ напряжение; U — напряжение поддержания ионизирующего разряда; U_{EB} — ускоряющее напряжение электронной пушки; U_s — напряжение отрицательного смещения подложки

провода (химически активные атомные частицы, образованные в газовом разряде внутри пушки, а также положительные ионы при переполюсовке напряжения на пушке) [6].

Представленные на рис. 2 системы ЭЛИ можно разделить на 2 группы: *а*–*г* — открытого типа с генерацией ионов непосредственно в камере осаждения покрытия; *д*–*з* — с генерацией ионов в изолированном или квазизамкнутом объеме. Подобное разделение систем ЭЛИ иллюстрирует способы решения проблемы согласования высоковакуумных условий, которые нужны для нормальной работы электронных пушек с термокатодом и транспортировки электронного луча к тиглю, и газовых условий, необходимых для генерации ионов.

Система, показанная на рис. 2, а, требует наиболее высокого давления рабочего газа (>1 Па) для генерации ионного потока с плотностью более 1 мА/см². Это объясняется прямолинейными траекториями электронов, их быстрым уходом из объема камеры и малой вероятностью ионизации газа при низком давлении. В системах, показанных на рис. 2, б-г, используются более эффективные способы поддержания ионизирующих разрядов: б — осцилляция электронов в ВЧ поле; в, г — большой ток эмиссии электронов из нагретой поверхности в тигле или внешнего источника, соответственно. При этом напряжение для ускорения электронов выбирают порядка 20...200 В для эффективной ионизации газа. В результате в указанных системах давление газа в камере обычно не превышает 0,1 Па.

В системах, показанных на рис. 2, *д*–з, соотношение давлений газа в газоразрядных устройствах для генерации ионов и камерах осаждения оптимизировано с учетом всех обстоятельств, при этом в камерах осаждения оно обычно составляет до 0,01 Па.

Вопросы организации электрического питания гибридных систем. Электрическое питание узлов электронного испарителя описано в литературе, является вполне стандартным и хорошо известно специалистам [1]. Важный вопрос — это выбор электрического питания узлов ионной части. Обычно применяют питание напряжением постоянного тока с использованием различных систем защиты от перегрузок и дугоподавления из-за возможных случаев дугообразования на элементах систем и подложках. В случае диэлектрической или плохо проводящей подложки на нее подают напряжение высокой частоты. Как правило используют частоту величиной 13,56 МГц, на которой благодаря вентильному эффекту формируется отрицательное напряжение смещения подложки и отсутствует дугообразование на ней. В последнее

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

время при работе с металлическими подложками все более широко применяют импульсное питание на средних частотах (десятки-сотни килогерц), которое более безопасно и экономично по сравнению с ВЧ питанием. Пример подобного подхода описан в работе [7], где предлагается импульсно модулировать питание всех узлов ионной части с практически полным подавлением дугообразования и легкостью регулирования параметров ионного ассистирования.

В настоящей работе для экспериментальной апробации гибридной схемы выбрана система ЭЛИ, представленная на рис. 2, *з*, в которой для генерации ионов используется газовый разряд GD в частично изолированном объеме. В этом же объеме размещается подложка, с которой непосредственно контактирует плазма ионизирующего разряда GD. Данная система выбрана из-за удобства ее применения для нанесения покрытий на длинномерные стержнеобразные подложки, используемые для проведения вибрационных испытаний. Далее эта система рассмотрена более детально и представлены результаты ее испытаний.

Экспериментальная гибридная система ЭЛИ и результаты ее испытаний. Структура экспериментальной системы представлена на рис. 3. Она создана на базе установки УЭ-204 с непрерывной откачкой рабочей камеры и стандартной электронной пушки с термокатодом. В рабочей камере установки размещена электродная система узла подложки, которая представляет собой цилиндрический нормальный газомагнетрон [8] с внешним трубчатым анодом (1) и внутренним катодом (5), который также является подложкой. В анодную полость подается аргон. Снаружи анода расположены магниты (2), создающие осевое магнитное поле. Ортогональная ориентация магнитного поля относительно электрического около подложки создает условия для поддержания разряда при очень низком давлении (менее 0,1 Па) и высокой плотности ионного тока (*j*) из плазмы разряда (4) на подложку (5). Это является следствием того, что магнитное поле эффективно удерживает электроны в межэлектродном промежутке, существенно удлиняя их траектории, при этом только благодаря многочисленным столкновениям электронов с молекулами газа они могут попасть на анод. Плазма газомагнетронного разряда (4) окружает рабочую часть подложки, на которой осаждается покрытие. Размер рабочей части подложки определяется отверстием в аноде, через которое пар (7) из электронного испарителя попадает на вращающуюся подложку. Плотность разрядного тока (*j*) может составлять десятки-сот-



Рис. 3. Схема экспериментальной гибридной системы ЭЛИ: 1 — анод магнетронного разряда; 2 — постоянный магнит; 3 — вращающийся держатель катода (подложки); 4 — плазма магнетронного разряда; 5 — катод (подложка); 6 — электронная пушка; 7 — поток пара; 8 — электронный луч; 9 — таблетка испаряемого материала; 10 — стальной экран

ни миллиампер на квадратный сантиметр при разрядном напряжении 300...500 В. Режим питания разряда осуществляется постоянным током или импульсным с повышенной устойчивостью против дугообразования на катоде-подложке.

В целом узел подложки представляет собой квазизамкнутый объем, определяемый внутренним объемом трубчатого анода, а это снижает утечку аргона из полости анода и обеспечивает перепад давления, необходимый для нормальной



Рис. 4. Схема физических процессов в газомагнетроне: 1 — катод; 2 — первый катодный электрон; 3 — траектория катодного электрона; 4 — второй электрон, эмитированный катодом; 5 — слой плазмы отрицательного свечения; 6 — верхняя граница плазмы; 7 — анод; 8 — распыленный атом материала катода; 9 — ион, образованный при ионизации молекулы газа; 10 — первый катодный электрон после столкновения с молекулой газа; 11 — вторичный электрон, образованный при ионизации молекулы газа; 12 — траектория плазменного электрона

работы электронного испарителя. Для минимизации влияния магнитного поля на траекторию электронного луча (8) и дополнительного уменьшения вытекания аргона в зону работы испарителя введен стальной экран (10).

Выбор геометрии электродной системы узла подложки выполнен с учетом физики газомагнетронного разряда. На рис. 4 приведена упрощенная схема процессов в межэлектродном промежутке газомагнетрона. Основные разрядные процессы — ионизация газа и вторичная ионно-электронная эмиссия катода. При этом ионизация газа в основном осуществляется вторичными катодными электронами [8]. Величина x_0 определяет расстояние от катода, на котором катодные электроны теряют почти всю свою энергию на ионизацию.

Величину *d* для промежутка от подложки (катода) до анода следует выбирать из условия $d \ge x_0$. С учетом того, что траектории катодных электронов близки к циклоидальным, а величина x_0 в несколько раз больше высоты циклоиды x_1 для электронов, величину индукции магнитного поля выбираем из условия

$$B = \frac{1}{x_1} \sqrt{\frac{2m}{e}U} \approx \frac{(2\dots5)}{d} \sqrt{\frac{2m}{e}U},$$

где е и m — заряд и масса электрона соответственно, а U — разрядное напряжение. Плотность ионного тока на катоде j_i (практически равная плотности разрядного тока j), толщина ионного слоя около катода d_{κ} и напряжение U связаны известным уравнением Чайльда–Ленгмюра (или законом «степени 3/2»):

$$j_i = 5,46 \cdot 10^{-6} \frac{U^{3/2}}{\sqrt{M} d_r^2},$$

где $j_i \approx j$, M — молекулярная масса иона.

Величина d_и должна быть меньше длины свободного пробега ионов в рабочем газе, чтобы они не теряли свою энергию из-за столкновений с молекулами газа. Также величина d_к должна составлять малую долю от x_0 , чтобы не увеличивать межэлектродный промежуток d. На практике целесообразно выбирать величину d = 10...20 мм, давление аргона в зоне разряда 0,05...0,5 Па, B == 0,03...0,06 T, U = 300...500 В. Типичные значения плотности разрядного тока ј составляют единицы-десятки мА/см². Величина *ј* выбирается исходя из требования к технологии и допустимого нагрева подложки. Применение импульсного режима ионной бомбардировки, как правило, позволяет получать нужный технологический результат без перегрева подложки при большой величине *j*.

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019



Рис. 5. Микроструктура вблизи границы титановая подложка-покрытие MgO-Cr-Sn (a, б — см. в тексте)

Технологическую апробацию рассмотренной гибридной системы осуществляли при осаждении покрытий MgO-Cr-Sn на подложку из титанового сплава ВТ6 при температуре ниже 400 °С. Эти условия осаждения обусловлены необходимостью сохранения структурно-фазового состояния сплава, сформировавшегося в процессе его термомеханической обработки, связанной с изготовлением лопаток компрессора газотурбинных двигателей. Повышение надежности и долговечности их эксплуатации связывается с подавлением резонансных колебаний, которые могут возникать в лопатках. Одним из путей решения этой задачи является осаждение высокодемпфирующих покрытий на их поверхность. Получение таких покрытий на поверхности титанового сплава при температуре ниже 400 °C традиционными методами усложняется тем, что поверхность титанового сплава покрыта окисной пленкой, которая препятствует получению адгезии с покрытием. Известно, что при контакте TiO, с MgO и Cr могут образовываться хрупкие фазы, которые при знакопеременных деформациях будут приводить к образованию трещин на границе раздела покрытие-подложка. В связи с этим, для получения высокой адгезионной прочности покрытия и подложки ее поверхность перед осаждением необходимо очистить от оксидной пленки, а затем осадить покрытие с градиентной структурой. Как источник осаждаемого вещества использовали композиционную таблетку, состоящую из смеси порошков Sn, Cr и MgO, которую нагревали электронным лучом (см. поз. 9 на рис. 3). Мощность луча составляла 5...10 кВт, а магнетронного разряда — порядка 100 Вт.

При нагреве такой таблетки из нее вначале испаряется Sn и Cr, а затем в паровой поток поступает MgO. Для предотвращения появления жидкой фазы олова на поверхности подложки ее температура не должна превышать 200 °C. Скорость осаждения покрытия составляла 1...2 мкм/мин.

Эксперименты показали, что при отсутствии подачи аргона разряд в паре испаряемого веще-

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

ства не возникал, что свидетельствует о низкой плотности пара в области подложки (локальное давление пара меньше 0,01 Па). Отсюда следует вывод, что ионное ассистирование осуществляется главным образом ионами аргона, но вполне вероятно, что некоторая ионизация пара может происходить в плазме газомагнетронного разряда с последующей бомбардировкой конденсата собственными ионами. Уточнение этого момента требует отдельного исследования.

На рис. 5 представлены микроструктуры вблизи межфазной границы титановая подложка-покрытие MgO-Cr-Sn. Видно, что на границе раздела подложка-покрытие формируется светлая полоса, состоящая главным образом из хрома и олова (рис. 5, a, рис. 6). При большом увеличении (рис. 5, δ) видно, что на границе раздела отсутствуют дефекты или несплошности, которые могут ухудшить прочность соединения подложки и покрытия. Плавное изменение концентрации в области интерфейса обеспечивает снижение локализации упругих напряжений в этой зоне, что способствует высокой прочности системы в целом (изгиб титановой пластины на 180° не приводит к отслоению покрытия от подложки).

На рис. 7 представлено темнопольное изображение микроструктуры покрытия на основе системы MgO–Cr–Sn, осажденное при температуре 200 °C. Как видно из результатов исследования микроструктуры, такие условия осаждения способствовали формированию нанокомпозита со средним размером его составляющих (MgO, Cr₂O₃, SnO₂) — 10 нм, что способствовало формированию структурного состояния с высоким уровнем микротвердости до 17 ГПа. Такой уровень микротвердости лопатки от ее повреждений в газопылевом потоке.

Колебательные характеристики исследуемых образцов представлены на рис. 8, 9. Видно, что образец с покрытием характеризуется логарифмическим декрементом колебаний, который в 5...7 раз выше, чем логарифмический декремент колебаний такой



Рис. 6. Распределение химических элементов (1 - Cr; 2 - Sn; 3 - O; 4 - Mg) и микротвердости (5) по толщине покрытия MgO-Cr-Sn



Рис. 7. Темнопольное изображение микроструктуры покрытия MgO–Cr–Sn

же титановой пластинки без покрытия. Как видно из рис. 9, такое повышение декремента колебания в образце с покрытием существенно влияет на амплитуду резонансных колебаний $F_{\rm pes}$, снижая ее в 5 раз по сравнению с образцом без покрытия.

Предполагается, что такое поведение образцов обусловлено наноструктурированным состоянием материала покрытия, способствующего рассеиванию энергии упругих колебаний за счет большой плотности границ раздела.

Таким образом, электронно-лучевое вакуумное осаждение покрытий на титановые подложки в условиях ионной бомбардировки показало, что этот процесс позволяет не только подготовить



Рис. 8. Зависимость декремента колебаний материала покрытия MgO–Cr–Sn и титановой подложки (δ_2) от амплитуды их знакопеременной деформации в процессе колебаний (ϵ)



Рис. 9. Влияние демпфирующего покрытия MgO–Cr–Sn на амплитуду знакопеременной деформации (є) титановой подложки при возбуждении в ней колебаний с частотой *F*

поверхность подложки к осаждению путем ее очистки от загрязнения и оксидной пленки, но и оказывает влияние на формирование микроструктуры покрытия. В результате этого формируется покрытие на основе системы MgO–Cr–Sn с высоким уровнем адгезионной прочности в наноструктурированном состоянии, сочетающее высокую микротвердость и високий уровень диссипации энергии колебаний.

Выводы

1. Рассмотрены принципы построения гибридных систем для нанесения покрытий, включающих электронно-лучевые испарители и устройства для ионной обработки и ионного распыления. Обсуждены физические основания эффективности их работы и проблемы при их практической реализации.

2. Представлен и исследован вариант реализации гибридной системы, состоящий из электронно-лучевого испарителя исходного материала и газомагнетронного устройства для генерации ионов с целью оказания ионного воздействия на подложку.

3. Показана эффективность применения подобной системы для нанесения покрытий на основе системы MgO–Cr–Sn на титановые подложки в условиях относительно низких температур (200 °C).

Список литературы

- 1. Шиллер З., Гайзинг У., Панцер З. (1980) Электронно-лучевая технология. Москва, Энергия.
- Мовчан Б.А., Малашенко И.С. (1983) Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. Киев, Наукова думка.
- Белевский В. П., Кузьмичев А.И. (1984) Методы термоионного осаждения для нанесения металлических покрытий. Киев, Общество «Знание».
- 4. Bunshah R.F. (ed.) (1994) Handbook of deposition technologies for films and coatings. Noyes Publications.
- 5. Hopwood J.A. (ed.) (2000) *Ionized physical vapor deposition*. Academic Press.
- Кузьмичев А.И., Бабинов Н.А., Лисенков А.А. (2016) Плазменные эмиттеры источников заряженных и нейтральных частиц. Киев, Аверс.

- Кузьмичев А.І., Цибульский Л.Ю. (2015) Пристрій для нанесення покриттів у вакуумі з іонно-плазмовою активацією. Україна, Пат. 101342.
- 8. Кузъмичев А.И. (2008) Магнетронные распылительные системы. Киев, Аверс.

References

- 1. Schiller, Z., Gaizing, U., Pantser, Z. (1980) *Electron beam technology*. Moscow, Energiya [in Russian].
- Movchan, B.A., Malashenko, I.S. (1983) *Heat-resistant vacuum deposited coatings*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Belevsky, V.P., Kuzmichev, A.I. (1984) Methods of thermoionic deposition for metallic coatings. Kiev, Znanie [in Russian].
- 4. (1994) Handbook of deposition technologies for films and coatings. Ed. by Bunshah, R.F. Noyes Publications.
- 5. (2000) Ionized physical vapor deposition. Academic Press.
- 6. Kuzmichev, A.I., Babinov, N.A., Lisenkov, A.A. (2016) *Plasma emitters of sources of charged and neutral particles*. Kiev, Avers [in Russian].
- Kuzmychev, A.I., Tsybulskyi, L.Yu. (2015) Device for vacuum coating deposition with ion-plasma activation. Ukraine, Pat. 101342 [in Ukrainian].
- 8. Kuzmichev, A.I. (2008) *Magnetron spray systems*. Kiev, Avers [in Russian].

ГІБРИДНІ СИСТЕМИ ДЛЯ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ВИПАРОВУВАННЯ ТА ІОННОГО РОЗПИЛЕННЯ

А.І. Кузьмичєв¹, А.І. Устінов², О.Е. Руденко², І.М. Дрозд¹

¹НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорского». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37. E-mail: kuzmichev-kpi@ukr.net ²ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Мадевичв, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Розглянуто гібридні системи для електронно-променевого випаровування з іонним асистуванням процесу конденсації випарюваної речовини у вигляді покриття. Представлена система, в якій іони аргону генерувалися за допомогою магнетронного розряду, створюваного навколо підкладки у вигляді стрижня, що служить катодом цього розряду. Мета іонного асистування — розпилення поверхні підкладки для фінішної очистки перед нанесенням покриття і бомбардування іонами конденсату під час осадження для іонно-кінетичної дії на структуру покриття. Реалізовано процес нанесення демпферного покриття MgO–Cr–Sn на титанову підкладку методом електронно-променевого випаровування з асистуванням іонами аргону підкладки в умовах відносно низьких температур (200 °C). Бібліогр. 8, рис. 9.

Ключові слова: електронно-променеве випаровування; іони; асистування; бомбардування; магнетронний розряд; демпфіруючі покриття; конденсат; осадження; підкладка

HYBRID SYSTEMS FOR ELECTRON BEAM EVAPORATION AND ION SPUTTERING A.I. Kuzmichev¹, A.I. Ustinov², A.E. Rudenko², I.M. Drozd¹

NTTU «Igor Sikorsky KPI». 37 Pobedi Prosp., 03506, Kyiv, Ukraine. E-mail: kuzmichev-kpi@ukr.net

²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Hybrid systems for electron beam evaporation with ion-assisted process of evaporated substance condensation in the form of coating are considered. A system is presented, in which argon ions were generated by a magnetron discharge, induced around a rod-like substrate which served as a cathode for this discharge. The objective of ion assisting is sputtering of the substrate surface for finish cleaning before coating deposition and bombardment by condensate ions during deposition to provide an ion-kinetic impact on the coating structure. The process of deposition of damping MgO–Cr–Sn coating on titanium substrate was realized by applying the method of electron beam evaporation of the substrate with argon ion assisting under the conditions of relatively low temperatures (200 °C). Ref. 8, Fig. 9.

Key words: electron beam evaporation; ions; assisting; bombardment; magnetron discharge; damping coatings; condensate; deposition; substrate

Поступила в редакцию 30.10.2019

УДК 669.1.87.826.001.6

ФОРМУВАННЯ ВИТРАТНИХ ЕЛЕКТРОДІВ З БРИКЕТОВАНОГО ГУБЧАСТОГО ТИТАНУ В ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІЙ УСТАНОВЦІ

С.В. Ахонін¹, О.М. Пікулін¹, В.О. Березос¹, А.Ю. Северин¹, О.Г. Єрохін²

¹IE3 ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua ²ДП «НВЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України». 03028, м. Київ, вул. Ракетна 26. E-mail: titan_paton@gmail.com

На спеціалізованій електронно-променевій установці проведено комплекс дослідницьких робіт по оплавленню поверхневого шару витратних електродів з брикетованого губчастого титану марки ТГ110. З метою оцінки підвищення міцності витратного електрода проводили електронно-променеве оплавлення як всього його поверхневого шару, так і лише поздовжніх ділянок. За результатами проведених робіт встановлено, що поверхневий шар повністю проплавлений на глибину до 13 мм для електродів з частково обробленою сфокусованим електронним променем поверхнею та до 9 мм для електродів з повністю обробленою розгорнутим електронним променем поверхнею, а метал оплавленого шару характеризується литою структурою з відсутністю порожнин і нещільностей з вмістом газових домішок на рівні вимог стандартів. За експериментальними даними розраховано коефіцієнти запасу міцності оброблених електронним променем витратних електродів з пресованих брикетів губчастого титану. Показано, що частково оброблена сфокусованим електронним променем поверхня витратного електрода, сформованого з брикетованого губчастого титану з мінімальною глибиною проплавлення 6 мм, забезпечує достатні характеристики міцності електрода, які дозволять запобігти його руйнуванню під час процесу плавки в робочому просторі печі. Повністю оплавлений розгорнутим електронним променем поверхневий шар витратного електрода, сформованого з брикетованого губчастого титану мінімальною товщиною 4 мм, забезпечить достатні характеристики міцності електрода та буде перешкоджати насиченню внутрішніх шарів губчастого титану електрода вологою при його перебуванні на відкритому повітрі. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 8.

Ключові слова: електронно-променеве оплавлення; витратний електрод; електронно-променева гармата; поверхневий шар; глибина проплавлення; коефіцієнт запасу міцності

В даний час зливки сучасних титанових сплавів отримують способами спеціальної електрометалургії. Обов'язковою умовою при виробництві титанових сплавів є обмеження за вмістом газових домішок, таких як кисень, водень і азот. Тому плавка титану повинна проводитися в умовах, що захищають рідкий метал від насичення його газами та іншими шкідливими домішками. Дані умови забезпечуються наявністю в пічному просторі вакууму або захисної атмосфери [1, 2].

На сьогоднішній день використовуються різні методики отримання витратних електродів. Основним способом виготовлення витратних електродів для ВДП є пресування. При цьому конструкції електродів можуть бути різні. Електрод може виготовлятися в прохідній матриці як цілісним пресованим, так і звареним з пресованих порційних частин [3, 4].

При збільшенні розмірів електрода слабкий механічний зв'язок між компонентами шихти призводить до зниження його міцності, руйнуванню при транспортуванні, в процесі приварювання і під час переплаву, що створює аварійні ситуації в вакуумних дугових печах, викликає брак зливків, знижуючи тим самим вихід придатного металу. Тому застосовуються різні методики для підвищення міцності електродів: армування в процесі пресування суцільних електродів довгомірними стрижнями титану, які запресовуються в електрод переважно в його поверхневому шарі; зварювання різними способами порцій набраних електродів. [3, 5]. Плавка зварних набраних електродів не дозволяє гарантувати збереження цілісності витратного електрода в робочому просторі печі, а недостатня суцільність електрода може провокувати перехід горіння дуги на стінку кристалізатора, що вкрай негативно позначається на якості одержуваного зливка. Описані ризики можуть бути практично повністю виключені, якщо щільність поверхневого шару витратного електрода становить ≥0,85 від розрахункової щільності відповідної композиції сплаву [6].

Кількість домішок в металі зливків титану і його сплавів може зрости при наявності вологи в складі шихтових матеріалів в процесі її дисоціації при плавці. Витратний електрод є гігроскопічним в силу пористості губки, а також через присутність в губчастому титані хлористого магнію.

С.В. Ахонін — https: //orcid.org/0000-0002-7746-2946; О.М. Пікулін — https: //orcid.org/0000-0001-6327-3848;

В.О. Березос — https://orcid.org/0000-0002-5026-7366; А.Ю. Северин — https://orcid.org/0000-0003-4768-2363;

О.Г. Єрохін — https://orcid.org/0000-0003-2105-5783

© С.В. Ахонін, О.М. Пікулін, В.О. Березос, А.Ю. Северин, О.Г. Єрохін, 2019



Рис. 1. Схеми оплавлення поверхні заготовок електронним променем: *I* — поздовжнє оплавлення заготовки; *II* — оплавлення по спіралі; *III* — оплавлення плоским розгорнутим променем

Хлористий магній, вільно з'єднуючись з атмосферним повітрям, може зволожуватися, утворюючи солі шестиводного хлористого магнію, в якому вода зв'язана на молекулярному рівні і практично повністю не видаляється найбільш поширеним способом сушіння — нагріванням в печах до температури 200 °С протягом 10 годин. Крім того, волога, яка потрапляє з повітря і не зв'язана солями магнію завдяки гігроскопічності матеріалу пресованого електрода, проникає в його внутрішні шари і також неефективно видаляється сучасними способами сушіння. Для збереження ефекту зневоднення також необхідно регламентування проміжку часу перебування витратного електрода перед плавкою на відкритому повітрі. Підвищення якості електрода за рахунок інтенсифікації процесу зневоднення теоретично можливе в вакуумі, але на практиці вимагає неприйнятно великих витрат часу і коштів [2, 3].

Таким чином, поверхневий шар витратних електродів, підготовлених для отримання зливків титану і його сплавів, повинен забезпечувати достатні властивості міцності, а також перешкоджати насиченню внутрішніх його шарів вологою з атмосфери. Одним із способів забезпечення наведених вище вимог є обробка поверхневого шару джерелами концентрованої енергії. Так для усунення дефектів поверхні зливків і заготовок проведено ряд досліджень з плазмово-дугової, електрошлакової, електронно-променевої обробок поверхневого шару як литих електродів, так і одержуваних з них зливків [1, 7, 8].

На виробничих потужностях IE3 ім. Є.О. Патона для обробки поверхневого шару зливків і заготовок ефективно застосовується технологія електронно-променевого оплавлення (ЕПО) [1]. Сутність технології ЕПО полягає в нагріванні і розплавленні поверхневого шару оброблюваного об'єкта (електрод, зливок) електронними променями [1]. Технологічні схеми ЕПО, які застосовувалися при обробці поверхневого шару заготовок (електродів) з губчастого титану, наведені на рис. 1.

За схемою *I* (рис. 1) оплавлення здійснюється наступним чином: електронний пучок фокусується на поверхні заготовки в точці, створюється рідка ванна, яка пересувається від одного торця заготовки до другого вздовж твірної. Далі заготовка повертається на ширину обробленої ділянки і здійснюється наступний прохід. Таким чином, обробляється вся поверхня заготовки. Така схема прийнятна для заготовок малого діаметра, так як при її реалізації легше уникнути стікання металу, однак основний її недолік — викривлення заготовки.

Схема *II* (рис. 1) реалізується в такий спосіб: електронний пучок фокусується на поверхні заготовки в точці, створюється рідка ванна, а її переміщення здійснюється по спіралі від одного торця заготовки до іншого за рахунок обертання її навколо осі. Ця схема забезпечує безперервний рівномірний нагрів, в результаті якого практично не відбувається викривлення заготовки. Однак, як і для схеми *I*, для схеми *II* характерна низька продуктивність процесу.

Найбільш ефективною і технологічною є схема *Ш*, при якій оплавлення відбувається при нагріванні плоским лінійно розгорнутим променем, коли фокальна пляма витягнута на всю довжину оброблюваної заготовки. Після попереднього розігріву ванна рідкого металу утворюється по всій довжині заготовки і одним її поворотом закінчується оплавлення всієї бічної поверхні. З метою гарантованого проплавлення оплавлення прово-



Рис. 2. Зовнішній вигляд пресованих брикетів діаметром 150 мм з дробленого губчастого титану

диться за кілька оборотів. Дана схема позбавлена недоліків схем *I*, *II* і має високу продуктивність процесу обробки.

Ціль даної роботи — на основі технології ЕПО на спеціалізованій електронно-променевій установці [9] провести комплекс дослідницьких робіт по електронно-променевому оплавленню поверхневого шару витратних електродів з брикетованого губчастого титану.

Дослідження проводили на заготовках з пресованих брикетів губчастого титану марки ТГ110 (рис. 2).

Для проведення експериментальних робіт з отриманих брикетів збирали електроди довжиною до 1800 мм, при цьому брикети з'єднували між собою по торцях аргонодуговим зварюванням (рис. 3). Надалі передбачалося конструювання та виготовлення механізму, який буде забезпечувати достатню жорсткість набраного з брикетів електрода в робочому просторі електронно-променевої установки для оплавлення без попереднього зварювання брикетів.

Обробку поверхневого шару першого підготовленого електрода проводили за технологіч-



Рис. 3. Зовнішній вигляд електрода, отриманого аргонодуговим зварюванням брикетів



Рис. 4. Зовнішній вигляд електрода, обробленого ділянками електронним променем по схемі *I*



Рис. 5. Зовнішній вигляд електрода з повністю обробленою поверхнею електронним променем по схемі *I*

ною схемою *I* (рис. 1). При цьому з метою оцінки підвищення властивостей міцності конструкції обробляли не весь поверхневий шар електрода, а лише його чотири поздовжні ділянки. Електрод, оброблений за даною схемою, показано на рис. 4.

За технологічною схемою *I* (рис. 1) оплавляли другий підготовлений електрод, але при цьому електронним променем обробляли вже всю бокову поверхню електрода (рис. 5). Третій підготовлений електрод обробляли за технологічною схемою *III* (рис. 1). Електронний промінь розгортали на всю довжину електрода, при цьому за два оберти без рідкої ванни проводили попередній прогрів поверхні електрода і вже за наступні 2–3 обороти проводили повну обробку його поверхні з рідкою ванною. Зовнішній вигляд обробленого електрода представлений на рис. 6.

Від електродів з повністю обробленою поверхнею за схемами *I* і *III* були відрізані на стрічкопильному верстаті поперечні темплети (рис. 7). Аналіз отриманих темплетів показав, що поверхневий шар електродів, оброблених за схемою *I* повністю проплавлений на глибину від 6 до 13 мм та від 4 до 9 мм — за схемою *III*.

Пресований з губчастого титану електрод досить пористий матеріал. В процесі обробки його поверхневого шару електронним променем з утворенням рідкометалевої ванни відбувається зменшення його об'єму в процесі кристалізації і охолодження рідкої ванни в поверхневому шарі. За результатами аналізу лінійних розмірів темплетів, відібраних від оброблених електродів, були визначені коефіцієнти лінійної та об'ємної усадки. Так, для електродів з



Рис. 6. Зовнішній вигляд електрода з повністю обробленою поверхнею електронним променем за схемою *III*

повністю обробленою електронним променем поверхнею за схемою *I* коефіцієнт лінійної усадки дорівнює 9,5 %, а об'ємної — 4,5 %.

Метал оплавленого шару характеризується щільною литою структурою з відсутністю пор і нещільностей, що має забезпечувати збереження цілісності витратного електрода в робочому просторі печі і відповідно запобігати переходу горіння дуги на стінку кристалізатора в процесі плавки.

3 метою оцінки міцності оброблених електронним променем електродів був проведений розрахунок фактичного коефіцієнта запасу міцності електрода при розтягненні — відношення гранично допустимого навантаження (межі міцності) до навантаження, яке діє на електрод під дією сили тяжіння при його вертикальному розташуванні в робочому просторі печі. Коефіцієнт запасу міцності розраховувався для електрода з частково обробленою сфокусованим електронним променем поверхнею та електрода з повністю обробленою розгорнутим електронним променем поверхнею. Розрахунок проводився при умові, що все навантаження тримає оплавлений поверхневий шар. За результатами розрахунків встановлено, що коефіцієнт запасу міцності для електродів з частково обробленою сфокусованим електронним променем поверхнею при кімнатній температурі дорівнює 580, а для електрода з повністю обробленою розгорнутим електронним променем поверхнею — 700.

Враховуючи те, що температура витратного електрода під час плавки достатньо висока, проведено розрахунок прогнозованого коефіцієнта запасу міцності при температурі витратного електрода 600 °С. При цьому враховувалася залежність міцності титану від температури (рис. 8).

Так, розрахункові дані коефіцієнта запасу міцності для електрода з частково обробленою сфокусованим електронним променем поверхнею при температурі 600 °С склали 140, а для електрода з повністю обробленою розгорнутим електронним променем поверхнею — 190. На основі проведених робіт був виконаний розрахунок з прогнозування коефіцієнта запасу міцності для пресованих з титанової губки електродів промислових вакуумно-дугових печей при мінімальній глибині проплавлення поверхневого шару електродів як з частково сфокусованим електронним променем, так і повністю обробленою (розгорнутим електронним променем) поверхнею. Розрахований прогнозований коефіцієнт запасу міцності для електрода діаметром 600 мм при мінімальній глибині проплавлення з частково обробленою сфокусованим електронним променем поверхнею дорівнює 12 при кімнатній температурі та 3 при 600 °С, а з повністю обробленою розгорнутим електронним

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019



Рис. 7. Поперечний темплет оплавленого електрода

променем поверхнею — 95 при кімнатній температурі та 25 при 600 °С.

Аналізуючи дані, отримані в результаті розрахунків, можна зробити висновок, що частково оброблена сфокусованим електронним променем поверхня витратного електрода, сформованого з брикетованого губчастого титану з мінімальною глибиною проплавлення 6 мм, буде забезпечувати достатні характеристики міцності електрода, які дозволять запобігти його руйнуванню під час процесу плавки. Отже найбільш слабкою ланкою в такому випадку буде місце і спосіб кріплення витратного електрода до струмопідвідної голівки печі. Проте лише повністю оплавлений поверхневий розгорнутим електронним променем шар витратного електрода, сформованого з брикетованого губчастого титану, буде перешкоджати насиченню внутрішніх шарів електрода вологою при його перебуванні на відкритому повітрі.

Від металу оплавленого шару відбирали проби, з яких виготовляли зразки циліндричної форми діаметром і довжиною по 3 мм для проведення газового аналізу, результати якого показали характерне для електронно-променевого переплаву незначне підвищення вмісту кисню та азоту в переплавленому металі. Слід зазначити, що вміст газів



Рис. 8. Температурна залежність міцності титану та його бінарних сплавів [10]: *1* — Ті; *2* — Ті + 3,5 % Al; *3* — Ті + + 11 % Zr; *4* — Ті + 21 % Zr; *5* — Ті + 7,2 % Al; *6* — Ті + + 13,8 % Sn

Вміст газових домішок в обробленому шарі електродів з брикетів губчастого титану, мас. %

Матеріал	0	N
ΤΓ110	0,04	0,01
Оброблений шар	0,06	0,02
ВТ1-0 за ГОСТ 19807-91	до 0,2	до 0,04

в оплавленому металі знаходиться в рамках вимог стандарту для сплаву BT1-0 (таблиця).

Отримані електроди з поверхневим шаром, обробленим електронним променем, передані для проведення експериментальних плавок в вакуумно-дугових печах.

Таким чином, електронно-променева обробка поверхневого шару витратних електродів з брикетованого губчастого титану дозволяє забезпечувати його цілісність в робочому просторі печі в процесі плавки та мінімізувати ризики браку зливків.

Висновки

1. Встановлено, що поверхневий шар витратних електродів з брикетованого губчастого титану з частково обробленою сфокусованим електронним променем поверхнею повністю проплавлений на глибину до 13 мм та до 9 мм з повністю обробленою розгорнутим електронним променем поверхнею, а метал оплавленого шару характеризується литою структурою з відсутністю порожнин і нещільностей з вмістом газових домішок на рівні вимог стандартів.

2. На основі розрахунків за експериментальними даними коефіцієнтів запасу міцності оброблених електронним променем витратних електродів з пресованих брикетів губчастого титану показано, що частково оброблена сфокусованим електронним променем поверхня витратного електрода, сформованого з брикетованого губчастого титану з мінімальною глибиною проплавлення 6 мм, буде забезпечувати достатні характеристики міцності електрода, які дозволять запобігти його руйнуванню під час процесу плавки в робочому просторі печі.

3. Повністю оплавлений розгорнутим електронним променем поверхневий шар витратного електрода, сформованого з брикетованого губчастого титану мінімальною товщиною 4 мм, забезпечить достатні характеристики міцності електрода та буде перешкоджати насиченню внутрішніх шарів губчастого титану електрода вологою при його перебуванні на відкритому повітрі.

Список літератури

- 1. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В., Жук Г.В. (2006) Электронно-лучевая плавка титана. Киев, Наукова думка.
- Белов В.Д., Фадеев А.В., Иващенко А.И., Бельтюкова С.О. (2013) Технология вакуумной плавки и литья. Вакуумная

плавка и производство фасонных отливок из титана и титановых сплавов. Москва, Изд. дом МИСиС.

- Ивченко З.А., Лунев В.В. (2010) Изготовление и использование прессованных титановых брикетов. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудівництві, 1, 90–92.
- 4. Медовар Л.Б., Саенко В.Я., Рябинин В.А. (2009) Получение расходуемых электродов из титановой губки для производства слитков способами ЭШП и ДШП. Современная электрометаллургия, **3**, 23–25.
- Альтман П.С., Гончаров А.Е. (2008) Способ получения расходуемого електрода. ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». РФ, Пат. 2331679.
- Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Ясинский К.К., Кочетков А.С. (2011) Специфика плавки и способы получения слитков интерметаллидных титановых сплавов с повышенным содержанием ниобия. Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение», SP2, 53–59.
- 7. Моделкин Ю.И., Торхов Г.Ф., Латаш Ю.В., Тагер Л.Р. (1981) Исследование плазменно-дугового переплава поверхностного слоя электродов для ВДП из жаропрочного сплава ЭИ698. Специальная электрометаллургия, 47, 106–111.
- 8. Латаш Ю.В., Матях В.Н., Воронин А.Е. (1981) Исследование процесса электрошлаковой зачистки поверхности металлических заготовок. *Там же*, **46**, 11–18.
- 9. Тригуб Н.П., Жук Г.В., Пикулин А.Н. и др. (2003) Электронно-лучевая установка УЭ-185 для оплавления поверхностного слоя слитков. Современная электрометаллургия, **3**, 12–14.
- Илларионов А.Г., Попов А.А. (2014) Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учебное пособие. Екатеринбург, Издательство Уральского университета.

References

- 1. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Belov, V.D., Fadeev, A.V., Ivashchenko, A.I., Beltyukova, S.O. (2013) *Technology of vacuum melting and casting. Vacuum melting and manufacture of shaped castings of titanium and titanium alloys.* Moscow, MISiS [in Russian].
- 3. Ivchenko, Z.A., Lunev, V.V. (2010) Manufacture and application of extruded titanium briquettes. *Novi Materialy i Tekhnologii v Metalurgii ta Mashynobudivnytstvi*, **1**, 90–92 [in Ukrainian].
- Medovar, L.B., Saenko, V.Ya., Ryabinin, V.A. (2009) Manufacture of consumable electrodes from spongy titanium for producing ingots using ESR and ASR methods. *Sovrem. Elektrometall.*, 3, 23–25 [in Russian].
- 5. Altman, P.S., Goncharov, A.E. (2008) *Method of manufacture of consumable electrode*. Pat. 2331679 RF [in Russian].
- Nochovnaya, N.A., Alekseev, E.B., Yasinsky, K.K., Kochetkov, A.S. (2011) Specifics of melting and methods of producing of intermetallic titanium alloy ingots with higher niobium content. *Vestnik N.E. Baumana MGTU, Ser. Mashinostroenie*, SP2, 53–59 [in Russian].
- Modelkin, Yu.I., Torkhov, G.F., Latash, Yu.V., Tager, L.R. (1981) Examination of plasma-arc remelting of surface layer of electrodes for VAR from heat-resistant alloy EI698. *Spets. Elektrometall.*, 47, 106–111[in Russian].
- Latash, Yu.V., Matyakh, V.N., Voronin, A.E. (1981) Examination of electroslag cleaning process of surface of metallic billets. *Ibid.*, 46, 11–18 [in Russian].

9. Trigub, N.P., Zhuk, G.V., Pikulin, A.N. et al. (2003) Electron beam installation UE-185 for fusion of surface layer of ingots. *Advances in Electrometallurgy*, **3**, 10–12.

Illarionov, A.G., Popov, A.A. (2014) *Technological and service properties of titanium alloys*: Manual. Ekaterinburg, Ural. Un-t [in Russian].

ФОРМИРОВАНИЕ РАСХОДУЕМЫХ ЭЛЕКТРОДОВ ИЗ БРИКЕТИРОВАННОГО ГУБЧАТОГО ТИТАНА В ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ УСТАНОВКЕ С.В. Ахонин¹, А.Н. Пикулин¹, В.А. Березос¹, А.Ю. Северин¹, А.Г. Ерохин² ¹ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua ²ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины». 03028, г. Киев, ул. Ракетная 26. Е-mail: titan paton@gmail.com

На специализированной электронно-лучевой установке проведен комплекс исследовательских работ по оплавлению поверхностного слоя расходуемых электродов из брикетированного губчатого титана марки ТГ110. С целью оценки повышения прочности расходуемого электрода проводили электронно-лучевое оплавление как всего его поверхностного слоя, так и только продольных участков. По результатам проведенных работ установлено, что поверхностный слой полностью проплавлен на глубину до 13 мм для электродов с частично обработанной сфокусированным электронным лучом поверхностью и до 9 мм для электродов с полностью обработанной развернутым электронным лучом поверхностью, а металл оплавленного слоя характеризуется литой структурой, в которой отсутствуют пустоты и несплошности с содержанием газовых примесей на уровне требований стандартов. По экспериментальным данным рассчитаны коэффициенты запаса прочности обработанных электронным лучом расходуемых электродов из прессованных брикетов губчатого титана. Показано, что частично обработанная сфокусированным электронным лучом поверхность расходуемого електрода, сформированного из брикетированного губчатого титана с минимальной глубиной проплавления 6 мм, обеспечивает достаточные прочностные характеристики электрода, которые позволят предотвратить его разрушение в процессе плавки в рабочем пространстве печи. Полностью оплавленный развернутым электронным лучом поверхностный слой расходуемого електрода, сформированного из брикетированного губчатого титана минимальной толщиной 4 мм, обеспечит достаточные прочностные характеристики электрода и будет препятствовать насыщению внутренних слоев губчатого титана электрода влагой при его нахождении на открытом воздухе. Библиогр. 10, табл. 1, рис. 8.

Ключевые слова: электронно-лучевое оплавление; расходуемый электрод; электронно-лучевая пушка; поверхностный слой; глубина проплавления; коэффициент запаса прочности

FORMING CONSUMABLE ELECTRODES FROM BRIQUETTED SPONGE TITANIUM IN ELECTRON BEAM UNIT

S.V. Akhonin¹, A.N. Pikulin¹, V.O. Berezos¹, A.Yu. Severin¹, O.G. Erokhin²
¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua
²SC «SPC «Titan» of the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine».
26 Raketna Str., 03028, Kyiv, Ukraine. E-mail: titan paton@gmail.com

A set of research works on electron beam melting of the surface layer of consumable electrodes from briquetted sponge titanium of TG110 grade was performed in a specialized electron beam unit. Electron beam melting of both its entire surface layer and of just the longitudinal sections was conducted, in order to assess the increase of consumable electrode strength properties. The results of the performed work showed that the surface layer is melted-through completely to the depth of up to 13 mm for electrodes with the surface partially treated by a focused electron beam and up to 9 mm for electrodes with the surface completely treated by scanning electron beam, and the melted layer metal is characterized by a cast structure with absence of cavities or discontinuities, with gas impurity content on the level of standard requirements. Experimental data were used to calculate the safety factors of consumable electrodes from beam surface of the consumable electrode formed from briquetted sponge titanium with minimum penetration depth of 6 mm, ensures sufficient strength properties of the electrode that will allow preventing its failure during melting in the furnace working space. The completely melted by a scanning electron beam surface layer of a consumable electrode formed from briquetted sponge titanium of minimum thickness of 4 mm, will provide sufficient characteristics of electrode strength and will prevent saturation of inner layers of sponge titanium electrode with moisture, when exposed to open air. Ref. 10, Tabl. 1, Fig. 8.

Key words: electron beam surface melting; consumable electrode; electron beam gun; surface layer; penetration depth; safety factor

Надійшла до редакції 28.11.2019

УДК 669.295.5:621.785.5:620.17

ВПЛИВ ЗМІЦНЕНИХ ЕЛЕМЕНТАМИ ПРОНИКНЕННЯ ПРИПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ ТИТАНУ^{*}

В.М. Федірко, В.С. Труш, О.Г. Лук'яненко, І.М. Погрелюк

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України. 79060, м. Львів, вул. Наукова, 5. E-mail: pminasu@ipm.lviv.ua

У даній роботі на зразках промислових титанових сплавів ВТ1-0, ВТ5, ПТ-7М, ОТ4-1 дифузійним насиченням у контрольованому газовому середовищі формували приповерхневі газонасичені шари завглибшки 10...70 мкм із різним рівнем зміцнення поверхні. Показано можливість підвищення ресурсних характеристик α- і псевдоα-сплавів титану за різних видів навантаження (утома, довготривала міцність) за умов регламентованого твердорозчинного зміцнення приповерхневих шарів металу елементами проникнення (O, N, C). Визначено оптимальні параметри модифікування приповерхневого шару металу (градієнт твердості та глибина зміцнення), які забезпечують максимальну реалізацію цього ефекту для кожного з елементів проникнення. Бібліогр. 5, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: титанові сплави; приповерхневий шар; елемент проникнення; кисень; азот; вуглець; статичне навантаження; втомна довговічність

Одним з важливих напрямків сучасного матеріалознавства титану та сплавів на його основі є забезпечення максимального рівня експлуатаційних характеристик виробів завдяки створенню нових методів обробки, а також оптимізації існуючих. В останні роки зросла зацікавленість до модифікування поверхневого шару металу елементами проникнення (киснем, азотом, вуглецем) з метою підвищення експлуатаційних властивостей виробів з титанових сплавів [1-3]. Однак у науково-технічній літературі мало інформації про вплив зміцнення елементами проникнення (киснем, азотом, вуглецем) приповерхневого шару металу на ресурсні характеристики (втомну довговічність, міцність тощо) виробів з титану за різних умов навантаження, а також про оптимальні параметри

модифікованого приповерхневого шару (градієнт твердості і глибина) для кожного з елементів проникнення.

Тому мета даної роботи — встановити вплив зміцнення приповерхневого шару металу елементами проникнення (киснем, азотом, вуглецем) на ресурсні характеристики (втомну довговічність, міцність тощо) тонкостінних (≤ 4 мм) виробів з титану за різних умов навантаження.

Методичні аспекти. На зразках (рис. 1) з промислових титанових сплавів ВТ1-0, ВТ5, ПТ-7М, ОТ4-1 насиченням з контрольованого кисень-, азот- та вуглецевмісного газового середовищ формували приповерхневі газонасичені шари завглибшки 10...70 мкм із різним рівнем зміцнення поверхневого шару 0 % < K < 100 %.



Рис. 1. Зразки для випробувань чистим згином (*a*), обертовим згином (*б*), сповільненим руйнуванням за тривалого статичного навантаження (*в*)

^{*}За матеріалами доповіді, представленої на Міжнародній конференції «Титан-2018. Виробництво та застосовування в Україні», 11–13 червня 2018 р., м. Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

В.М. Федірко — https://orcid.org/0000-0002-4337-1691; В.С. Труш — https://orcid.org/0000-0002-2264-3918;

О.Г. Лук'яненко — https://orcid.org/0000-0001-6642-2300; І.М. Погрелюк — https://orcid.org/0000-0002-3009-2829

[©] В.М. Федірко, В.С. Труш, О.Г. Лук'яненко, І.М. Погрелюк, 2019



Рис. 2. Втомна довговічність за чистого згину та амплітуди деформації ε_a = ± 0,8 % зразків титанових сплавів ВТ1-0 (*a*), ПТ-7М (*δ*), ОТ4-1 (*в*) за різного рівня зміцнення (*K*)

Рівень зміцнення (K) визначали за величиною відносного приросту твердості поверхні $K = ((H_{0,49}^{\text{пов}} - H_{0,49}^{\text{серц}})/H_{0,49}^{\text{серц}})\cdot 100 \%$, де: $H_{0,49}^{\text{пов}}$ — твердість поверхні титану; $H_{0,49}^{\text{серц}}$ — твердість серцевини титану. Перед обробкою в контрольованих газових середовищах зразки відпалювали у вакуумі за режимом: T = 800 °C, $\tau = 2 \text{ год}$, P = 0,05 мПа, $I_{\text{min}} = 0,1 \text{ мПа} \cdot \text{дм}^{3} \cdot \text{с}^{-1}$ для формування вихідного фазово-структурного стану (зняття залишкових напружень, видалення водню, гомогенізації й стабілізації структури).

Зміцнений приповерхневий шар на зразках титанових сплавів досліджували методами дюрометрії (мікротвердомір ПМТ-3М, навантаження 50 г). Вплив вищезгаданого шару на об'ємні властивості металу визначали випробуваннями: одновісним розтягом (розривна машина Р-0,5); обертовим згином з частотою навантаження v = = 50 Гц; чистим згином (v = 0,5 Гц) із заданою амплітудою деформації $\varepsilon_a = \pm 0.8$ %; циклічним розтягом (установка з інерційним силозбудженням від обертальних неврівноважених мас з частотою навантаження v = 6...8 Гц і коефіцієнтом асиметрії циклу навантаження R = 0,2); сповільненим руйнуванням за тривалого статичного навантаження на базі 1000 год на повітрі (зразки з V-подібним концентратором).

Результати досліджень та обговорення. Згідно з отриманими результатами рівень зміцнення в досліджуваному діапазоні 0 $\% \le K \le 100 \%$ прак-

Вплив рівня зміцнення поверхні зразків сплаву ВТ1-0 на механічні властивості

K, %	$\sigma_{_{\scriptscriptstyle B}},$ MПa	δ, %
0 (вихідний стан)	327	40,0
20	330	40,5
70	337	39,1
100	331	38.2

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

тично не впливає на короткочасну міцність ($\sigma_{_{B}}$) та відносне видовження (δ) сплаву ВТ1-0 (таблиця).

Втомна довговічність за чистого згину. Згідно з результатами випробувань чистим згином зміцнення приповерхневого шару позитивно впливає на втомну довговічність α - та псевдо- α -сплавів титану. Залежність втомної довговічності титанових сплавів від рівня зміцнення (*K*) за деформації $\varepsilon_a =$ = ± 0,8 % має екстремальне значення і є максимумом за певного (оптимального) рівня зміцнення приповерхневого шару металу (рис. 2).

Подібну залежність втомної довговічності за чистого згину від рівня зміцнення поверхні (K) зразки титанового сплаву ВТ1-0 мають після насичення в азотовмісному середовищі (рис. 3). Згідно з результатами найбільший приріст втомної довговічності зафіксовано за K = 80 % і тому даний рівень зміцнення прийнято за оптимальний.

Як свідчать результати випробувань за чистим згином, ефект позитивного впливу насиченого



Рис. 3. Вплив рівня зміцнення поверхні (*K*) при насиченні з азотовмісного середовища на втомну довговічність зразків титанового сплаву BT1-0 за чистого згину ($\varepsilon_{o} = \pm 0.8$ %)



Рис. 4. Криві втоми (*a*) та втомна довговічність (б) за чистого згину зразків сплаву ВТ1-0 з різним рівнем зміцнення після насичення у вуглецевмісному газовому середовищі: I - K = 0 %; 2 - K = 90 %



Рис. 5. Криві втоми зразків титанового сплаву ВТ1-0 зі зміцненим приповерхневим шаром: l - K = 0 %; 2 - K = 25 %, l = 30 мкм; 3 - K = 90 %, l = 90 мкм; 4 - K = 50 %, l = 30 мкм; 5 - K = 70 %, l = 30 мкм

вуглецем приповерхневого шару сплаву ВТ1-0 відносно вихідного стану (не зміцненого, K = 0 %) зафіксовано за малих амплітуд деформації циклу, а саме менших за $\varepsilon_a = \pm 0,6$ % (рис. 4). Отож, беручи це до уваги, можна рекомендувати наступне: вироби з титанового сплаву ВТ1-0 зі зміцненим вуглецем на оптимальний рівень (K = 90 %) приповерхневим шаром металу доцільно використовувати за малих амплітуд деформації. Втомна довговічність за обертового згину. Зміцнений приповерхневий шар впливає і на опір утомі за обертового згину (рис. 5–7).

Зі збільшенням рівня поверхневого зміцнення (*K*) від 5 до 80...90 % за постійної глибини зміцненої зони (l = 30 мкм) границя втоми (σ_{-1}) титанових сплавів BT1-0 і BT5 спочатку зростає, а потім знижується, тобто має максимум (рис. 5, 6). Ці результати дозволяють проаналізувати вплив рівня поверхневого зміцнення (*K*) і глибини зміцненої зони (*l*) на опір втомі металу. Аналогічна тенденція спостерігається і для сплаву OT4-1.

Найбільший відносний приріст границі втоми ($\delta\sigma_{-1}$) для сплаву ВТ1-0 сягає 38 % при K == 70 %; для сплаву ВТ5 — 24 % при K = 60 %, l == 30 мкм; для сплаву ОТ4-1 — 38 % при K = 40 %, l = 45 мкм. Такий характер зміни границі втоми можна пояснити тим, що розчинення кисню в металі з утворенням твердого розчину проникнення супроводжується виникненням стискальних напружень, які збільшують час до зародження втомних тріщин і поліпшують втомні властивості [4]. З іншого боку, у результаті зміцнення через розчинення кисню метал окрихчується, за певних умов може переважати той або інший фактор.



Рис. 6. Криві втоми за обертового згину зразків сплавів ОТ4-1 (*a*) та ВТ5 (*б*) після зміцнення приповерхневого шару в кисневмісному середовищі: l - K = 0 %; 2 - K = 35 %, l = 70 мкм; 3 - K = 70 %, l = 90 мкм; 4 - K = 35 %, l = 45 мкм; 5 - K = 60 %, l = 70 мкм; 6 - K = 0 %; 7 - K = 60 %, l = 65 мкм; 8 - K = 35 %, l = 65 мкм; 9 - K = 80 %, l = 35 мкм; 10 - K = 60 %, l = 30 мкм

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019



Рис. 7. Залежність границі втоми сплавів ВТ1-0 (*a*, *в*) і ВТ5 (*б*, *г*) від рівня поверхневого зміцнення за постійної глибини зміцненої зони, мкм: I = 70; 2 = 30 (*a*); I = 65; 2 = 30 (*b*) та від глибини зміцненої зони за постійного рівня поверхневого зміцнення, %: I = 70; 2 = 50 (*b*); I = 30; 2 = 60 (*c*)



Рис. 8. Руйнівні напруження залежно від рівня поверхневого зміцнення (*K*) за статичного навантаження на базі 1000 год зразків титанових сплавів: *a* — BT1-0; *б* — ПТ-7М; *в* — OT4-1



Рис. 9. Оптимальні параметри твердорозчинного зміцнення приповерхневого шару α- та псевдо-α-титанових сплавів елементами проникнення: *a* — киснем; *б* — азотом; *в* — вуглецем

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019 –

Максимальний приріст границі втоми дорівнює 38 % у зразків сплаву ВТ1-0, отриманий за поверхневого зміцнення K = 70 % при l = 30 мкм (рис. 7, *a*). За подальшого збільшення рівня поверхневого зміцнення до 90 % за постійної глибини зміцнення границя втоми зразків сплаву ВТ1-0 знижується (рис. 7, *a*), аналогічна залежність спостерігається й для сплаву ВТ5 (рис. 7, *б*). Збільшення глибини зміцненої зони за постійного рівня поверхневого зміцнення зменшує відносний приріст границі втоми. Характерно, що кожному рівню *K* відповідає оптимальна глибина зміцненої зони, перевищення якої знижує величину границі втоми (рис. 7, *в*, *г*).

Таким чином, можна зробити висновок, що для кожного рівня зміцнення α- та псевдо-α-титанових сплавів ВТ1-0, ВТ5 і ОТ4-1 за дифузійного насичення з контрольованого газового середовища існує оптимальна глибина зміцнення приповерхневого шару металу, яка забезпечує найвищий рівень втомних характеристик, і навпаки. Слід зазначити, що «оптимальний» рівень зміцнення приповерхневого шару титанових сплавів залежить від їхнього вихідного рівня міцності (твердості серцевини металу) і фазового складу. Так, зі збільшенням міцності в ряді ВТ1-0 → ВТ5 оптимальний рівень поверхневого зміцнення (К____) при постійній глибині зміцненої зони (30 мкм) знижується з 70 до 60 % відповідно. При цьому відносний приріст границі втоми також знижується з 37,5 (BT1-0) до 24 % (BT5). Ще суттєвіше впливає на величину К_{опт} фазовий склад сплаву. Наприклад, для псевдо-α-сплаву ОТ4-1 глибина зміцненої зони становить 45 мкм, а $K_{orr} = 35...40$ %. Це підтверджує тезу, що зі збільшенням кількості β-фази в титанових сплавах чутливість їх механічних властивостей, особливо втомних, до присутності газонасичених шарів зростає [5].

Опірність сповільненому руйнуванню за статичного навантаження. Одночасно з підвищенням опору втомі зміцнення приповерхневих шарів металу позитивно впливає на властивості титанових сплавів ВТ1-0, ПТ-7М та ОТ4-1 за умов сповільненого руйнування під тривалим статичним навантаженням, тобто такі зразки менш схильні до сповільненого руйнування за статичного навантаження (рис. 8).

На підставі низки досліджень визначено оптимальні параметри твердорозчинного зміцнення елементами проникнення приповерхневого шару металу, які забезпечують підвищення втомних характеристик тонкостінних (≤ 4 мм) виробів з α- та псевдо-α-титанових сплавів (рис. 9).

Висновки

1. Встановлено та експериментально підтверджено, що за регламентованого твердорозчинного зміцнення приповерхневих шарів елементами проникнення (киснем, азотом, вуглецем) спостерігається ефект підвищення ресурсних характеристик α - і псевдо- α -титанових сплавів за різного навантаження (втома за обертового та чистого згину, довготривала міцність), зокрема для зразків сплаву ВТ1-0 максимальний приріст границі втоми становить 38 %.

2. Для α- і псевдо-α-титанових сплавів за модифікування елементами проникнення визначено оптимальні параметри приповерхневого шару (відносний приріст твердості та розмір зміцненого шару), які забезпечують максимальний прояв ефекту підвищення ресурсу. Так, для псевдо-α-сплаву ОТ4-1 при насиченні киснем відносний приріст твердості поверхні становить 35...40 % за глибини зміцненої зони 45 мкм.

Список літератури

- 1. Fujii Hideki, Takahashi Kazuhiro, Yamashita Yoshito (2003) Application of titanium and its alloys for automobile parts. *Nippon Steel Technical Report*, **88**, 70–75.
- Патон Б.Є., Шпак А.П., Івасишин О.М. (2006) Основні напрямки наукових досліджень з титанової проблематики в Україні. Фіз.-хім. механіка матеріалів, 3, 5–17.
- Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. Москва, ВИЛС–МАТИ.
- Fedirko V.M., Luk'yanenko A.G., Pohrelyuk I.M., Trush V.S. (2017) Increasing the serviceability of products from single-phase titanium alloys by thermochemical treatment. *Materials Performance and Characterization*, 6(4), 642–655.
- Федірко В.М., Пічугін А.Т., Лук'яненко О.Г., Сірик З.О. (1996) Оцінка експлуатаційної придатності виробів з титанових сплавів різних структурних класів з газонасиченими шарами. Фіз.-хім. механіка матеріалів, 6, 49–54.

References

- 1. Fujii Hideki, Takahashi Kazuhiro, Yamashita Yoshito (2003) Application of titanium and its alloys for automobile parts. *Nippon Steel Technical Report*, **88**, 70–75.
- Paton, B.E., Shpak, A.P., Ivasyshyn, O.M. (2006) Main directions of research of titanium problems in Ukraine. *Fiz.-Khim. Mekhanika Materialiv*, 3, 5–17 [in Ukrainian].
- Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*: Refer. Book. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
- Fedirko, V.M., Lukyanenko, A.G., Pohrelyuk, I.M., Trush, V.S. (2017) Increasing the serviceability of products from single-phase titanium alloys by thermochemical treatment. *Materials Performance and Characterization*, 6(4), 642–655.
- Fedirko, V.M., Pichugin, A.T., Lukyanenko, O.G., Siryk, Z.O. (1996) Evaluation of serviceability of products of titanium alloys of different structural classes with gas-saturated layers. *Fiz.-Khim. Mekhanika Materialiv*, 6, 49–54 [in Ukrainian].

ВЛИЯНИЕ УПРОЧНЕННЫХ ЭЛЕМЕНТАМИ ВНЕДРЕНИЯ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ТИТАНА

В.Н. Федирко, В.С. Труш, А.Г. Лукьяненко, И.Н. Погрелюк Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины. 79060, г. Львов, ул. Наукова, 5. E-mail: pminasu@ipm.lviv.ua

В данной работе на образцах промышленных титановых сплавов ВТ1-0, ВТ5, ПТ-7М, ОТ4-1 диффузионным насыщением из контролируемой газовой среды формировали приповерхностные газонасыщенные слои глубиной 10...70 мкм с разным уровнем упрочнения поверхности. Показана возможность повышения ресурсных характеристик α- и псевдо-α-сплавов титана при различных видах нагружения (усталость, длительная прочность) при регламентированном твердорастворном упрочнении приповерхностных слоев металла элементами внедрения (О, N, C). Определены оптимальные параметры модифицирования приповерхностного слоя металла (градиент твердорсти и глубина упрочнения), которые обеспечивают максимальную реализацию этого эффекта для каждого из элементов внедрения. Библиогр. 5, табл. 1, рис. 9.

Ключевые слова: титановые сплавы; приповерхностной слой; элементы внедрения; кислород, азот; углерод; статическое нагружение; усталостная долговечность

IMPACT OF SUBSURFACE LAYERS HARDENED BY INTERSTITIAL ELEMENTS ON TITANIUM ALLOY MECHANICAL PROPERTIES V.M. Fedirko, V.S. Trush, O.G. Lukianenko, I.M. Pogrelyuk G.V. Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine. 5 Naukova Str., 79060, Lviv, Ukraine. E-mail: pminasu@ipm.lviv.ua

In this work, subsurface gas-saturated layers 10 to 70 μ m deep with different level of surface hardening were formed by diffusion saturation in a controlled gas medium on samples of commercial titanium alloys VT1-0, VT5, PT-7M, OT4-1. The possibility of improving the life characteristics of α - and pseudo- α titanium alloys under different kinds of loading (fatigue, long-term strength) under the conditions of regulated solid solution hardening of subsurface layers of metal by interstitial elements (O, N, C) is shown. Optimal parameters of modification of subsurface metal layer (hardness gradient and hardening depth) were determined, which provide maximum realization of this effect for each of the interstitial elements. Ref. 5, Tabl. 1, Fig. 9.

Key words: titanium alloys; subsurface layer; interstitial element; oxygen; nitrogen; carbon; static loading; fatigue life

Надійшла до редакції 26.07.2018

ВЕДУЩАЯ ВЫСТАВКА В МИРЕ СВАРКА • РЕЗКА • ОБРАБОТКА

LET'S JOIN THE WORLD!

13.-17. сентября 202.

www.schweissen-schneiden.com

MESSE ESSEN

CHWEISSEN

РЕГИСТРИРУЙТЕСЬ

V S GERMAN WELDING

СЕЙЧАС!

УДК 621.791.927.535

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ТОРЦЕВОЙ ЧАСТИ МЕДНЫХ ГАЗО-КИСЛОРОДНЫХ КАМЕР ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ

В.М. Илюшенко¹, Т.Б. Майданчук¹, А.Н. Бондаренко¹, Е.П. Лукьянченко¹, Т.Е. Ударцева², Д.И. Андрейчук³

¹ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича,11. E-mail: office@paton.kiev.ua ²НАУ. 03058, г. Киев, просп. Космонавта Комарова, 1. E-mail: post@nau.edu.ua ³«МЗ Днепросталь». 49051, г. Днепр, ул. Днепросталевская, 4. E-mail: dmitriy.andreychuk@ips.interpipe.biz

Применяемые для интенсификации процесса плавки металла в электропечах медные газокислородные камеры часто выходят из строя из-за сверхсложных условий эксплуатации. Выполнен комплекс исследований деградированного металла медных камер, позволивший определить возможные причины растрескивания меди на торцевой части детали. Выбрана принципиальная технология восстановления изношенных медных деталей гелиево-дуговой наплавкой с использованием специальной присадочной металлопорошковой проволоки. Восстановленные детали прошли лабораторные и заводские испытания. Данная ремонтная технология обеспечивает продление ресурса работы камер дуговой сталеплавильной печи на 75...85 %. Библиогр. 8, табл. 3, рис. 6.

Ключевые слова: дуговая сталеплавильная печь; медные газо-кислородные камеры; дефекты; восстановление; дуговая наплавка; сварочные материалы

В настоящее время в мире выплавка стали, в основном, производится в кислородных конвертерах и дуговых сталеплавильных печах (ДСП). Мартеновский способ производства стали в нынешних условиях неконкурентоспособен, что подтверждается практически полным выводом из эксплуатации мартеновских печей. Анализ литературных данных свидетельствует о том, что за последние 20 лет доля производства электростали выросла с 30 до 45 %, причем удельный вес ее в мире повышается и будет увеличиваться, прежде всего, за счет развивающихся стран [1].

С целью интенсификации плавки в ДСП применяют вспомогательные средства и приемы, которые обеспечивают дополнительный ввод тепла в электропечь. В конструкциях дуговых сталеплавильных печей это достигается с помощью использования лито-сварных медных водоохлаждаемых узлов (рис. 1, *a*), состоящих из джетбокса, съемной панели джетбокса, камеры и сопла (рис. 1, δ). Через медную камеру подается смесь кислорода (максимальный расход 2200 м³/ч) и природного газа (425 м³/ч). Корпус камеры имеет каналы для водяного охлаждения с рабочим давлением 6...8 атм.

В процессе эксплуатации в сверхсложных условиях работы данные детали изнашиваются в результате теплового, химического и механического воздействий. Характерными дефектами камер являются: образование по всей рабочей поверхности сетки глубоких трещин (рис. 2, a); следы от механического воздействия (рис. 2, δ); локальное выгорание меди на торцевой части камеры (рис. 2, e) вплоть до сквозных прожогов стенок водоохлаждающих каналов (рис. 2, e), что приводит к появлению течей. При наличии протеканий камеры выбраковываются и подлежат замене на новые.

В настоящее время в научно-технической литературе каких-либо данных о возможности ремонта медных изделий с подобными дефектами как в Украине, так и за рубежом нет.

Учитывая высокую стоимость и дефицитность таких изделий, приобретаемых за рубежом, задача продления ресурса их эксплуатации является весьма актуальной.

С целью выяснения причин возникновения глубоких трещин на торцевой части камеры выполнен комплекс металлографических исследований металла, взятого из разных участков выбракованной детали; сделаны химический и газовый анализ меди; определены ее механические свойства при различных температурах испытаний.

Металлографические исследования образцов металла, вырезанных из торцевой (рабочей) и хвостовой частей камеры, показали характерную для литой меди крупнокристаллическую структуру (рис. 3, *a*, *б*).

В.М. Илюшенко — https://orcid.org/0000-0002-9047-8512; Т.Б. Майданчук — https://orcid.org/0000-0002-2826,-8514; Е.П. Лукьянченко — https://orcid.org/0000-0001-7678-5965

© В.М. Илюшенко, Т.Б. Майданчук, А.Н. Бондаренко, Е.П. Лукьянченко, Т.Е. Ударцева, Д.И. Андрейчук, 2019



Рис. 1. Конструкция медного водоохлаждаемого узла (а) и внешний вид газо-кислородной камеры (б)

На макрошлифе образца из торцевой части четко видна сетка трещин по границам зерен. Эти трещины берут начало с поверхности металла и распространяются в медь на глубину до 10 мм (рис. 3, a). В то же время на темплетах из хвостовой части камеры таких трещин не наблюдается (рис. 3, δ).

По результатам химического (с применением рентген-флуоресцентного анализатора X-Ray Spectometer: X'Unique II фирмы Philips) и газового (с использованием анализаторов RH-402 и RO-316 фирмы «Leco») анализов, приведенных в табл. 1, исследуемую медь можно отнести к раскисленным маркам типа M2p или M3p (ДСТУ 859–2003). Из многолетней практики известно, что такая медь обладает удовлетворительной свариваемостью и детали из нее ремонтопригодны. Анализируя возможные причины образования трещин в поверхностном слое медных камер, высказано предположение об отрицательном влиянии на прочностные свойства меди при повышенных температурах легкоплавких примесей как контролируемых (Bi,



Рис. 2. Внешний вид дефектов медных камер после эксплуатации: *а* — сетка глубоких трещин; *б* — следы от механического воздействия; *в* — локальное выгорание меди на торцевой части камеры; *г* — сквозные прожоги стенки водоохлаждающих каналов



Рис. З. Макрошлифы металла, вырезанные из торцевой (а) и хвостовой (б) частей камеры

Таблица 1. Химический состав и газовый анализ исследуемой меди, мас. %

Материал	Р	Fe	Zn	Cu	[O]	[H]
Образец, вырезанный из частей камеры: хвостовой	0,044	0,040	0,015	Остальное	0,0101	0,00034 0,00047
торцевой	0,041	0,045	0,012		0,0094	0,00031 0,00025

Таблица 2. Механические свойства исследуемой меди, полученные при различных температурах испытаний

Температура, °С	Временное сопротив- ление разрыву, МПа	Относительное удлинение, %
20	172,6174,4	46,353,0
350	105,6117,0	40,841,7
750	4,85,6	10,611,4

Pb, Sb, S), так и неконтролируемых (Se, Te). Как показал анализ, в представленных для ремонта камерах обнаружено наличие до 0,0033 % селена, растворимость которого в меди ничтожно мала (приблизительно 0,001 % при 500 °C) [2]. Поэтому при таких его концентрациях возможно образование хрупкой эвтектики Cu–Cu₂Se, ухудшающей пластичность меди и ее свариваемость [3].

Как следует из табл. 1, содержание кислорода и водорода в образцах, вырезанных из торцевой и хвостовой частей, практически одинаково.

Результаты механических испытаний при различных температурах приведены в табл. 2.

Как видно из табл. 2, прочностные характеристики исследуемого металла при 20 °С прак-

тически идентичны таковым для литой меди [4]. Однако уже при температуре больше 350 °С исследуемая медь охрупчивается. Анализируя полученные данные, механизм образования трещин в торцевой части камер, на наш взгляд, следующий. Наличие в меди 0,0033 % селена, который является поверхностно-активным элементом с низкой температурой плавления (217 °C) и при кристаллизации расплавленной меди, вследствие малого коэффициента распределения, концентрируется по границам зерен, что приводит к эффекту адсорбционного снижения пластичности и прочности и при наличии растягивающих напряжений к образованию микротрещин [5]. Эти трещины в дальнейшем распространяются по толщине металла (рис. 4), чему способствуют термо-деформационные условия работы медных камер ДСП.

Наличие в меди 0,04 % Р и 0,044 % Fe (см. табл. 1) снижает ее теплопроводность [4]. Поскольку торец камеры находится внутри печи, где температура достигает 1600...1800 °C, снижение теплопроводности приводит к перегреву поверхности



Рис. 4. Внешний вид микротрещин различной формы и размеров в рабочей части камеры (×100)



Рис. 5. Внешний вид наплавленных участков: а — гелиево-дуговая наплавка; б — покрытыми электродами

Способ наплавки	Диаметр электрода/присадочной проволоки	Ток, А	Напряжение, В	Скорость наплавки, м/ч
Druwing without	3,0	150220	2325	58
Ручная дуговая	4,0	250300	2426	58
Гелиево-дуговая	3,5	150350	1417	25

Таблица 3. Режимы наплавки медных камер различными дуговыми способами

камеры, что ускоряет ее разрушение. Так как при эксплуатации через сопло камеры подается смесь кислорода и природного газа, границы зерен и уже образовавшиеся трещины могут также обогащаться кислородом и водородом. Все это в дальнейшем приводит к межкристаллитной коррозии и разрушению торцевой части камеры, вплоть до появления течей водоохлаждающих каналов.

Известно, что для ремонта медных изделий металлургического оборудования используют различные сварочные технологии: плазменно-дуговые [6], сварку трением с перемешиванием [7], метод электродуговой металлизации [8]. Однако данные технологии требуют специального оборудования [7], используются для восстановления больших площадей [6] и нерациональны при исправлении локальных дефектов, а также применяются для восстановления поверхностных слоев минимальной толщины [8]. Поэтому для разработки технологии ремонта камер в лабораторных условиях ИЭС им. Е.О. Патона использовали наиболее рациональные, на наш взгляд, способы — гелиево-дуговую наплавку вольфрамовым электродом с применением специальной присадочной проволоки Св.ПП-АНМ-1 и наплавку покрытыми электродами марки АНЦ-3М. Опыты проводили на образцах, вырезанных из рабочей части камеры. Поверхность тщательно зачищали абразивным кругом. Перед наплавкой неплавящимся электродом в гелии проводили предварительный подогрев до температуры, равной 0,25...0,50 температуры плавления меди.

Внешний вид макрошлифов опытных наплавок представлен на рис. 5. Применяемые при наплавке режимы приведены в табл. 3.

На макрошлифах дефектов в виде пор, трещин, шлаковых включений не выявлено. Проверка наплавленных образцов «керосиновой пробой» на герметичность показала отсутствие течи в обоих случаях. Однако наплавка покрытыми электродами вызывает определенные трудности при устранении сквозных прожогов и выгоревших участков с толщиной стенок менее 2,0 мм. Большое газовыделение затрудняет визуальный контроль в процессе заварки дефектов. К тому же, поскольку наплавка выполняется в несколько слоев, требуется тщательное удаление шлака перед нанесением следующего слоя.



Рис. 6. Внешний вид восстановленной камеры ДСП

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

Учитывая эти недостатки, выбрана технология восстановления изношенных медных деталей гелиево-дуговой наплавкой. С помощью разработанной технологии восстановлены герметичность и геометрические размеры медных камер ДСП (рис. 6), которые прошли испытания на герметичность при давлении 10 атм как в лабораторных условиях, так и в заводских перед установкой их на печь.

Проверка эксплуатационных свойств отремонтированных камер в количестве 6 шт. в рабочих условиях сталеплавильной печи свидетельствует о продлении ресурса их работы на 75...85 %. При этом уже имеется опыт повторного восстановления выбракованных камер.

Выводы

1. Определены основные дефекты на торцевой части медной камеры ДСП после эксплуатации (механические повреждения, локальное выгорание меди, сетка глубоких трещин).

2. Показано, что использование дуговых способов заварки дефектов позволяет восстанавливать герметичность и форму камер ДСП.

3. Эксплуатационная проверка восстановленных камер показала, что по работоспособности они находятся на уровне новых.

Список литературы

- Белковский А. Г., Кац Я.Л., Краснянский М.В. (2003) Современное состояние и тенденции развития технологии производства стали в ДСП и их конструкций. Бюллетень «Черная металлургия», 3, 72–88.
- 2. Massalsky T. B. (1986, 1987) Binary alloy phase diagrams. *American Society for Metals*. Vol. 1–2. Ohio, Metals Park.
- Илюшенко В.М., Лукьянченко Е.П. (2013) Сварка и наплавка меди и медных сплавов. Киев, Международная ассоциация «Сварка».
- 4. Смирягин А. П., Смирягина Н.А., Белова А.В. (1974) *Промышленные цветные металлы и сплавы*. Москва, Металлургия.

- Аношин В.А., Илюшенко В.М. (2018) Влияние поверхностно-активных элементов на образование кристаллизационных трещин. Автоматическая сварка, 10, 17–26.
- Кожемякин В.Г., Шаповалов В.А., Бурнашев В.Р. и др. (2015) Восстановление поверхностного слоя медной плиты кристаллизатора МНЛЗ с использованием плазменно-дуговой технологии. Современная электрометаллургия, 3, 23–26.
- Григоренко Г.М., Адеева Л.И., Туник А.Ю. и др. (2015) Использование метода сварки трением с перемешиванием для восстановления изношенных медных плит кристаллизаторов МНЛЗ. Автоматическая сварка, 5–6, 60–64.
- Радюк А.Г., Горбатюк С.М., Герасимова А.А. (2011) Использование метода электродуговой металлизации для восстановления рабочих поверхностей узких стенок толстостенных слябовых кристаллизаторов. *Металлургия*, 6, 54–57.

References

- Belkovsky, A.G., Kats, Ya.L., Krasnyansky, M.V. (2003) State-of-the-art and tendencies of development of steel production technology in arc steelmaking furnaces and their structures. *Bulleten Chyorn. Metallurgiya*, 3, 72–88 [in Russian].
- 2. Massalsky, T.V. (1986, 1987) Binary alloy phase diagrams. *American Society for Metals*, Vol. 1–2. Ohio, Metals Park.
- 3. Ilyushenko, V.M., Lukyanchenko, E.P. (2013) *Welding and surfacing of copper and copper alloys*. Kiev, IAW [in Russian].
- Smiryagin, A.P., Smiryagina, N.A., Belova, A.V. (1974) Commercial nonferrous metals and alloys. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- 5. Anoshin, V.A., Ilyushenko, V.M. (2018) Effect of surface-active elements on the formation of solidification cracks. *The Paton Welding J.*, **10**, 14–21.
- Kozhemyakin, V.G., Shapovalov, V.A., Burnashev, V.R., Botvinko, D.V. (2015) Restoration of surface layer of MCCB mould copper plate by using plasma-arc technology. *Sovrem. Elektrometall.*, 3, 23–26 [in Russian].
- 7. Grigorenko, G.M., Adeeva, L.I., Tunik, A.Yu. et al. (2015) Application of friction stir welding method for repair and restoration of worn-out copper plates of MCCB moulds. *The Paton Welding J.*, **5–6**, 55–58.
- Radyuk, A.G., Gorbatyuk, S.M., Gerasimova, A.A. (2011) Application of method of electric arc metallizing for restoration of working surfaces of narrow walls of thick-wall slab moulds. *Metallurgiya*, 6, 54–57 [in Russian].

ВІДНОВЛЕННЯ ТОРЦЕВОЇ ЧАСТИНИ МІДНИХ ГАЗО-КИСНЕВИХ КАМЕР ДУГОВИХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ПЕЧЕЙ

В.М. Ілюшенко¹, Т.Б. Майданчук¹, А.М. Бондаренко¹, Є.П. Лук'янченко¹, Т.Є. Ударцева², Д.І. Андрійчук³ ¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua ²НАУ. 03058, м. Київ, просп. Космонавта Комарова, 1. Е-mail: post@nau.edu.ua

³«МЗ Дніпросталь». 49051, м. Дніпро, вул. Дніпросталівська, 4. E-mail: dmitriy.andreychuk@ips.interpipe.biz

Мідні газокисневі камери, що застосовуються для інтенсифікації процесу плавки металу в електропечах, часто виходять з ладу через надскладні умови експлуатації. Виконано комплекс досліджень деградованого металу мідних камер, що дозволив визначити можливі причини розтріскування міді на торцевій частині деталі. Обрана принципова технологія відновлення зношених мідних деталей гелієво-дуговим наплавленням з використанням спеціального присадкового металопорошкового дроту. Відновлені деталі пройшли лабораторні та заводські випробування. Дана ремонтна технологія забезпечує продовження ресурсу роботи камер дугової сталеплавильної печі на 75...85 %. Бібліогр. 8, табл. 3, рис. 6.

Ключові слова: дугова сталеплавильна піч; мідні газо-кисневі камери; дефекти; відновлення; дугове наплавлення; зварювальні матеріали

RESTORATION OF END PART OF COPPER GAS-OXYGEN CHAMBERS OF ARC STEEL-MELTING FURNACES

V.M. Ilyushenko¹, T.B. Maidanchuk¹, A.N. Bondarenko¹, E.P. Lukianchenko¹, T.E. Udartseva², D.I. Andreichuk³ ¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²National Avaition University. 1 Kosmonaut Komarov Prosp., 03058, Kyiv, Ukraine. E-mail: post@nau.edu.ua ³«MZ Dneprostal». 4 Dneprostalevskaya Str., 49051, Dnepr, Ukraine. E-mail: dmitriy.andreychuk@ips.interpipe.biz

The copper gas-oxygen chambers, applied for intensification of the process of metal melting in electric furnaces often fail, because of highly complex operating conditions. A set of investigations of the degraded metal of copper chambers was performed, which allowed determination of the possible causes for copper cracking in the end portion of the part. Basic technology of restoration of worn copper parts by helium-arc surfacing using special metal-cored filler wire was selected. The restored parts have passed laboratory and plants testing. This repair technology ensures extension of the operating furnace by 75...85 %. Ref. 8, Tabl. 3, 6 Fig.

Key words: arc steel-melting furnace; copper gas-oxygen chambers; defects; restoration; arc surfacing; welding consumables

Поступила в редакцию 30.07.2019



На фото перша в світі двопозиційна піч ЕШП зі зміною витратних електродів для виготовлення порожнистих та суцільних зливків вагою до 25 т і довжиною до 14000 мм та отримані на ній порожнисті зливки-труби Ø 650/480 мм та довжиною 9000 мм з теплостійкої сталі Р92 для енергетики. На сьогодні литі товстостінні труби ЕШП сертифіковано для заміни кованих труб в тепловій та атомній енергетиці.

СТРУКТУРА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti–Al–Nb–Cr

В.А. Костин, Г.М. Григоренко

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены сплавы на основе алюминидов титана, которые являются современными перспективными материалами для изготовления деталей и механизмов в судо-, машиностроении, авиационной и космической технике. Основным способом получения качественных слитков интерметаллидов на основе системы Ti–Al является электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью. Изучены структура и свойства интерметаллидного сплава системы Ti–Al–Nb–Cr и построена расчетная равновесная диаграмма состояния. Показано, что в центральной части слитка структура сплава состоит примерно из 85...90 об. % ($\gamma + \alpha_2$)-фазы, массивных участков γ -фазы около 10 об. %, а также небольшой доли в 3...5 об. % кубической B2-фазы, расположенной по границам зерен. На основе методологии CALPHAD построены равновесные трехкомпонентные диаграммы состояния систем Ti–Al–Nb–Cr. Библиогр. 15, табл. 2, рис. 4.

Ключевые слова: титановые сплавы; электронно-лучевая плавка; интерметаллиды; алюминиды титана; фазовые превращения; тройные диаграммы состояния

Одной из актуальных проблем современного материаловедения является разработка и создание новых конструкционных материалов, а также эффективных способов их производства и соединения.

Первостепенная роль в решении этой задачи принадлежит созданию новых жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов, которые являются основными конструкционными материалами для многих ведущих отраслей промышленности (машино-, турбостроения, авиационной и космической техники, химической, энергетической и др.).

Жаростойкие и жаропрочные сплавы обладают высоким комплексом свойств, что определяет их применение в качестве конструкционных материалов для изготовления изделий, имеющих повышенную механическую прочность и коррозионную стойкость.

К настоящему времени разработано и широко используется большое количество жаропрочных сплавов, которые работают в широком диапазоне температур. Вместе с тем проблема создания новых легких жаропрочных сплавов, температура рабочей среды которых превышает 550...600 °C, особенно актуальна, поскольку технические характеристики обычных сталей и сплавов заметно снижаются в этих условиях.

Анализ литературных данных показывает, что для решения этой проблемы целесообразно использовать сплавы на основе интерметаллидов титана. Алюминиды титана обладают высокими прочностью, модулем упругости, жаропрочностью и жаростойкостью, антикоррозионными

В.А. Костин — https://orcid.org/0000-0002-2677-4667

© В.А. Костин, Г.М. Григоренко, 2019

свойствами, сопротивлением усталостному разрушению и ползучести [1, 2].

Однако широкому промышленному применению сплавов на основе алюминидов титана препятствует их низкая пластичность и повышенная хрупкость в процессе обработки [3]. Термомеханическая обработка (ТМО) в (γ + α_2)-области приводит к измельчению и формированию дисперсной глобулярной структуры, которая, однако, показывает незначительное улучшение пластичности и повышение прочности сплава.

Улучшение технологических свойств сплавов на основе интерметаллидов титана может быть обеспечено за счет их легирования такими элементами, как хром, молибден, ниобий, которые могут в значительной мере изменить их структурно-фазовое состояние и как следствие, обеспечить требуемый комплекс теплофизических и механических свойств.

Цель данной работы — построение расчетной равновесной диаграммы состояния интерметаллидного сплава системы Ti–Al–Nb–Cr, изучение его микроструктуры и свойств для оптимизации параметров электронно-лучевой плавки и обеспечения высоких свойств сплава.

Методика исследований. Среди современных способов специальной электрометаллургии электронно-лучевая плавка (ЭЛП) является наиболее эффективной в вакуумной металлургии [4, 5], которая нашла широкое применение в промышленности для получения тугоплавких и высокореакционных сплавов со сверхнизким содержанием газов, летучих примесей и неметаллических включений. ЭЛП позволяет в широких пределах регулировать скорость плавления слитка, управлять его неоднородностью по глубине, влиять на процессы кристаллизации жидкого металла. При-

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

менение промежуточной емкости при электронно-лучевой плавке способствует рафинированию, удалению неметаллических включений, усреднению состава и свойств сплава по сечению [6].

В Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины для проведения научно-исследовательских работ по изучению металлургических процессов в вакууме, совершенствования существующих и разработки новых технологических процессов используется электронно-лучевая установка УЭ-208М [7].

Способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью выплавлен слиток диаметром 165 мм системы Ti–Al–Nb–Cr. Содержание легирующих элементов в слитке определяли атомно-эмиссионным спектрометром с индуктивно связанной плазмой ICAP 6500 DUO (Thermo Scientific, CIIIA). Результаты химического состава металла слитка показали неравномерное распределение легирующих элементов по его длине (табл. 1). Максимальное отклонение содержания элементов не превышает, мас. %: 1,5 по алюминию, 0,6 по ниобию, 0,2 по хрому.

Методом растровой электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе JSM 840 (JEOL, Япония), оснащенном микроанализатором Link 860/500 (Link Analytical, Англия), изучена структура и проведен анализ структурных составляющих интерметаллидного сплава, полученного электронно-лучевой плавкой.

Механические испытания на одноосное растяжение/сжатие образцов интерметаллидного сплава проводили на сервогидравлической машине «INSTRON-1251». Растяжение образцов происходило со скоростью деформации 1·10⁻³ с⁻¹.

В связи с тем, что интерметаллидный сплав при комнатной температуре малопластичен ($\varepsilon < 3$ %), то для определения его механических свойств проводили испытание на одноосное сжатие.

Результаты исследований и их обсуждение. Металлографические исследования микроструктуры слитка показали (рис. 1), что кристаллизация слитка проходит преимущественно в направле-

Таблица	1. Распределение легирующих элементов по дли-
не слитка	интерметаллидного сплава системы Ti-Al-Nb-Cr,
мас. %	

Место отбора проб	Al	Nb	Cr	Ti
Bepx	36,6	7,6	2,0	
Середина	37,2	7,5	2,1	Основа
Низ	39,5	7,2	2,2	

нии обратном направлению отвода тепла. Микроструктура в верхней части слитка в основном состоит из колоний ламелей ($\gamma + \alpha_2$)-фазы (рис. 1, *a*), которые направлены по оси слитка. Колонии ламелей разделяются участками массивной γ -фазы, а также расположенной по границам зерен упорядоченной β_0 (B2)-фазой.

В средней части слитка структура сплава в основном повторяет структуру верхней части (рис. 1, δ), но размер участков с γ -фазой несколько больше. Кроме того, на рисунке хорошо видна межламельная прослойка β_0 (В2)-фазы. Структура нижней части слитка также состоит из двойниковых ламелей (γ + α_2)-фазы (рис. 1, ϵ). По границам ламельных колоний выявляются следы В2-фазы. Зерна разделены между собой остатками γ -фазы.

Анализ распределения микроструктурных составляющих в объеме сплава показал: в верхней части слитка ламельная структура ($\gamma + \alpha_2$) занимает приблизительно 70...80 об. %; примерно 10...15 % от общего объема занимают участки массивной γ-фазы, а доля β-Ті (В2-фаза), расположенной по границам зерен составляет около 7...10 об. %; в центральной части слитка структура сплава состоит приблизительно из 85...90 % объема колоний ламелей (γ+α₂)-фазы, участков γ-фазы около 10 об. %, а также небольшой доли (до 3...5 об. %) остаточной кубической В2-фазы, расположенной на границах; микроструктура нижней части слитка состоит преимущественно из двойниковых колоний ламелей (γ+α₂)-фазы, по границам которых располагается у-фаза (менее 5 об. %), а также незначительного количества участков В2-фазы.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа слитка показали (табл. 2) неравномерный ха-



Рис. 1. Микроструктура интерметаллидного сплава Ti–38Al–7Nb–2Cr в различных участках слитка: *a* — верх; *б* — середина; *в* — низ; черная стрелка — направление кристаллизации

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019 —

Таблица 2. Содержание легирующих элементов в характерных участках интерметаллидного сплава Ti–38Al–7Nb–2Cr, ат. %

Фаза	Ti	Al	Nb	Cr
γ+α ₂	49,81	39,32	3,51	7,36
γ	56,37	37,54	4,11	1,99
B2	54,85	36,13	7,06	1,98

рактер распределения легирующих элементов по его длине, в т.ч. ниобия, который в значительной мере влияет на образование кубической В2-фазы и хрома, повышение содержания которого приводит к охрупчиванию сплава.

Фрактографические исследования разрушенных после испытаний на сжатие образцов интерметаллидного сплава Ti-38Al-7Nb-2Cr, полученного способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью показали, что характер разрушения образцов смешанный. В основном формируется транскристаллитный ручьистый излом по механизму микроскола, характерному для хрупкого типа разрушения (рис. 2, а). На поверхности излома наблюдаются отдельные элементы вязкого разрушения — светлые волнистые гребни отрыва, указывающие на незначительную пластичность. Помимо этого в изломе наблюдаются микропоры. Механизм микроскола в сочетании с образованием микропор является характерным механизмом разрушения α_2 - и ($\gamma + \alpha_2$)-титановых сплавов. На рис. 2, б представлен участок излома, состоящего из ряда пластинчатых ступенек параллельных друг другу. Такой излом характерен для хрупкого разрушения интерметаллида Ti₂Al по игольчатым пластинкам α₂-фазы.

Результаты механических испытаний на сжатие при комнатной температуре образцов сплава Ti–38Al–7Nb–2Cr, полученного способом ЭЛП, показали, что предел прочности ($\sigma_{_B}$) вырезанных из различных участков слитка изменяется приблизительно на 30 % (с 1400 до 1800 МПа), предел текучести ($\sigma_{_02}$) — на 13 % (с 477 до 540 МПа), а относительно удлинение (δ) увеличивается с 19 до 23 %. Повышение механических свойств в нижней части слитка связано с образованием в этом участке дуплексной микроструктуры — ламелярной ($\gamma + \alpha_2$)-фазы и гранулярной γ -фазы.

Дальнейшее повышение механических свойств интерметаллидных сплавов должно идти по пути оптимизации его структурного состояния. Анализ сплавов на основе системы Ti–Al показал, что в зависимости от количества β-стабилизаторов их структурно-фазовый состав и свойства могут заметно изменяться.

Из работы [8] видно, что сплавы, содержащие более 51 ат. % алюминия (т. н. однофазные γ-сплавы) — малопрочные и малопластичные, а менее 51 ат. % алюминия — двухфазные γ-сплавы. В качестве второй фазы образуется соединение Ti₃Al, количество которой составляет 5 об. % при 50 ат. % алюминия и 25 об. % при 47 ат. % алюминия.

Целесообразно создавать двухфазные γ -сплавы, в структуре которых присутствует от 10 до 15 об. % α_2 -фазы с тонкопластинчатой структурой. Такие сплавы обладают высокими механическими свойствами: $\sigma_{\rm B} = 520...480$ МПа и $\delta_5 = 2,5...3,0$ % при температуре испытаний +20 °C. Наибольшее повышение механических свойств γ -сплавов достигается за счет снижения содержания алюминия до 45...48 ат. % и легирования сплавов тугоплавкими элементами (Nb, W, Mo) до 10 ат. %.

Перспективным представляется легирование интерметаллида титана Ti_3Al свыше 10 ат. % ниобием, в результате чего в структуре сплавов будет формироваться упорядоченная орторомбическая фаза Ti_2AlNb орто-фаза. Легирование орто-фазы ванадием способствует повышению низкотемпературных прочностных и пластических свойств сплава, а легирование цирконием, молибденом и кремнием повышает его жаропрочные свойства и стойкость к окислению.

Одним из путей решения этой задачи является использование диаграммы состояния си-



Рис. 2. Характер разрушения интерметаллидного сплава Ti-38Al-7Nb-2Cr: *a* — ручеистый излом; *б* — разрушение по пластинкам α,-фазы



Рис. 3. Расчетные бинарные диаграммы состояния системы Al-Cr-Nb-Ti: a — подсистема Al-Ti; б — Cr-Ti

стемы Ti–Al–Nb–Cr. Прямое экспериментальное построение диаграммы состояния системы Ti– Al–Nb–Cr является достаточно длительным и дорогостоящим процессом, поэтому в работе было решено воспользоваться существующими компьютерными моделями [9, 10]. Одним из основных подходов для расчета равновесных диаграмм состояния является метод CALPHAD (Calculation of PHAse Diagrams) [11].

Метод CALPHAD основан на анализе экспериментальной информации о фазовых равновесиях в системе и термодинамических свойствах фаз ее составляющих. Термодинамические свойства каждой фазы описываются математической моделью, параметры которой вычисляются путем минимизации разности между расчетной величиной свободной энергии Гиббса и ее экспериментальным значением, учитывая все сосуществующие фазы. После каждого приближения проводится пересчет фазовой диаграммы и термодинамических свойств составляющих систему фаз.

В настоящее время предложено ряд математических программ, основанных на методе CALPHAD, которые используются для расчета различных типов фаз, создан набор термодинамических баз данных для различных материалов сталей, титановых сплавов, интерметаллидных соединений и др.

В работе для построения диаграммы состояния системы Ti–Al–Nb–Cr применили программу PANDAT (CompuTherm LLC, США). Для построения диаграммы состояния использовали термодинамическую базу данных титановых сплавов, представленную в программе MatCalc (mc_sample_ti.002.tdb). Эта база содержит подборку опубликованных термодинамических данных для сплавов на основе Ti и алюминидов титана, а также данные, которые были рассчитаны проф. Erwin Povoden-Karadeniz [12]. Система Al–Cr–Nb–Ti содержит шесть двухкомпонентных систем (Al–Cr, Al–Nb, Al–Ti, Cr– Nb, Cr–Ti, Nb–Ti) и четыре трехкомпонентных системы (Al–Nb–Ti, Al–Cr–Ti, Cr–Nb–Ti и Al–Cr– Nb). Термодинамическая база данных для этой четырехкомпонентной системы построена на основе ее двойных и тройных систем.

Термодинамическое описание двойной системы Al–Ti имеет важное значение для полного описания термодинамики всей системы Al–Cr–Nb–Ti. Диаграмма состояния подсистемы Al–Ti содержит одиннадцать фаз. Максимальная растворимость Al в β -Ti составляет 44,6 ат. % при температуре перитектического превращения 1491 °C (Ж + ОЦК(β) \leftrightarrow ГПУ (α)). Максимальная растворимость Al в α -Ti составляет 51,5 ат. % при перитектической температуре 1456 °C (Ж + ГПУ(α) \leftrightarrow AlTi).

Двойная подсистема Cr–Ti содержит стабильные фазы — жидкость, ОЦК, ГПУ и три политипа фаз Лавеса — C14, C15 и C36. Термодинамическое описание подсистем Nb–Ti, Al–Cr, Al–Nb и Cr–Nb представлены в работах [13–15]. На рис. 3 приведены расчетные диаграммы состояния систем Al–Ti и Cr–Ti.

Трехкомпонентная подсистема Al–Nb–Ti содержит фазы твердых растворов на основе алюминия, титана и ниобия, двойные фазы этих компонентов и три тройные фазы: Ti₂AlNb (O1), Ti₂AlNb (O2) и Ti₄NbAl₃. Орторомбические фазы Ti₂AlNb (O1) и Ti₂AlNb (O2) имеют одинаковую пространственную группу *Стст*, обозначение *oC16*, но немного различный состав: (Al, Nb, Ti)_{0,75}(Al, Nb, Ti)_{0,25} и (Al, Nb, Ti)_{0.5}(Al, Nb, Ti)_{0.25}.

В подсистеме Cr–Nb–Ti присутствуют: фаза твердого раствора Nb в α -Ti, фазы Лавеса кубического типа C15 (пространственная группа *Fd3m*, 24 атома в элементарной ячейке) состава (Al, Cr %, Nb, Ti)₂ (Al, Cr, Nb %, Ti %)₁ и гексагонального типа C36 (пространственная группа *P6₃/mmc*, 24 атома в элементарной ячейке) состава (Al, Cr %, Nb, Ti)₂ (Al, Cr, Nb, Ti %)₁.



Рис. 4. Расчетные изотермические сечения тройных фазовых диаграмм системы Ti–Al–Nb–Cr при температуре 1000 °C: *a* — Ti–Al–Cr; *b* — Nb–Al–Cr; *b* — Ti–Al–Nb; *c* — Nb–Ti–Cr

На рис. 4 представлены рассчитанные для 1000 °С изотермические сечения систем Al–Nb–Ti, Cr–Nb–Ti, Al–Cr–Ti, Al–Cr–Nb.

Объединяя двух- и трехкомпонентные системы, фазовое равновесие в системе Ti–Al–Nb–Cr может быть рассчитано путем экстраполяции температур и концентраций. Содержание Al в значительной степени влияет на расположение и тип фаз в исследуемом сплаве. Например, уменьшение содержания алюминия с 48 до 46 ат. % значительно увеличит двухфазное поле TiAl + Ti₃Al. Когда содержание алюминия составляет 46 ат. %, а содержание Nb — 7 ат. % добавление хрома будет сужать температурный диапазон двухфазной области TiAl + Ti₃Al. При добавлении хрома больше 3 ат. % двухфазная область TiAl + Ti₃Al исчезает. Увеличение содержания хрома будет способствовать формированию фаз Лавеса.

Выводы

1. Изучена структура и механические свойства интерметаллидного сплава системы Ti–38Al– 7Nb–2Cr. Показано, что в центральной части слитка структура сплава состоит примерно из 85...90 об. % ($\gamma + \alpha_2$)-фазы, массивных участков γ -фазы около 10 об. %, а также небольшой доли до 3...5 об. % кубической В2-фазы, расположенной по границам зерен.

2. На основе метода CALPHAD построены трехкомпонентные диаграммы состояния системы Ti-Al-Nb-Cr.

3. Представленные диаграммы состояния системы Ti–Al–Nb–Cr могут быть использованы для оптимизации параметров электронно-лучевой плавки и обеспечения высоких свойств титанового сплава.

Список литературы

- Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. Москва, ВИЛС–МАТИ.
- Clemens H., Mayer S. (2013) Design, processing, microstructure, properties and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. 7 *Advanced Engineering Materials*, 15(4), 191–215.
- Lipsitt H. A., Shechtman D., Schafrik R. E. (1975) The plastic deformation of TiAl. *Met. Transact. A.*, 6, 1991–1998.
- Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. (2008) Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокореакционных металлов. Киев, Наукова думка.
- Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В (2006) Электронно-лучевая плавка титана. Киев, Наукова думка.
- Тригуб Н.П., Дереча А.Я., Калинюк А.Н. (1998) Рафинирование титана в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью. *Пробл. спец. электрометаллургии*, 2, 16–20.
- Тихоновский А.Л., Тур А.А. Кравец А.Н. и др. (1992)
 Электронно-лучевая установка УЭ-208. Там же, 1, 71–74.
- Каблов Е.Н., Лукин В.И. (2008) Интерметаллиды на основе титана и никеля для изделий новой техники. Автоматическая сварка, 11, 76–82.
- Saunders N., Miodownik A.P., Cahn R.W. (1998) CALPHAD Calculation of phase diagrams. *Pergamon Materials Series*, Vol. 1, Elsevier Science, Oxford.
- Fan Z., Tsakiropoulos P., Miodownik A.P. (1994) A generalized law of mixtures. J. Mater. Sci., 29, 141–150.
- Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B. (2007) Computational thermodynamics: The Calphad method. Cambridge, U.K., Cambridge University Press.
- https://www.matcalc.at/images/stories/Download/Database/ mc al v2.029.tdb
- Hari Kumar K.C., Wollants P., Delaey L. (1994) Thermodynamic calculation of Nb–Ti–V phase diagram. *Calphad*, 18(1), 71–79.
- Liang Y., Guo C., Li C. (2008) Thermodynamic modeling of the Al–Cr system. J. Alloys Compd., 460 (1–2), 314–319.
- Witusiewicz V.T., Bondar A.A., Hecht U., Velikanova T. Ya. (2009) The Al–B–Nb–Ti system IV. Experimental study and thermodynamic reevaluation of the binary system Al–Nb and Al–Nb–Ti systems. *Ibid.*, 472, 133–161.

References

- Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*: Refer. Book. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
- Clemens, H., Mayer, S. (2013) Design, processing, microstructure, properties and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Advanced Engineering Materials*, 15(4), 191–215.
- Lipsitt, H. A., Shechtman, D., Schafrik, R. E. (1975) The plastic deformation of TiAl. *Met. Transact. A.*, 6, 1991–1998.
- 4. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V. (2008) *Electron* beam melting of refractory and high-reactive metals. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- 5. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Trigub, N.P., Derecha, A.Ya., Kalinyuk, A.N. (1998) Refining of titanium in electron beam furnaces with cold hearth. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 2, 16–20 [in Russian].
- Tikhonovsky, A.L., Tur, A.A., Kravets, A.N. et al. (1992) Electron beam installation UE-208. *Ibid.*, 1, 71–74 [in Russian].
- Kablov, E.N., Lukin, V.I. (2008) Intermetallics based on titanium and nickel for advanced engineering products. *The Paton Welding J.*, **11**, 65–70.
- Saunders, N., Miodownik, A.P., Cahn, R.W. (1998) CALPH-AD — Calculation of phase diagrams. *Pergamon Materials Series*, Vol. 1, Elsevier Science, Oxford.
- Fan, Z., Tsakiropoulos, P., Miodownik, A.P. (1994) A generalized law of mixtures. J. Mater. Sci., 29, 141–150.
- Lukas, H.L., Fries, S.G., Sundman, B. (2007) Computational thermodynamics: The Calphad method. Cambridge, U.K., Cambridge University Press.
- https://www.matcalc.at/images/stories/Download/Database/ mc al v2.029.tdb
- Hari Kumar, K.C., Wollants, P., Delaey, L. (1994) Thermodynamic calculation of Nb–Ti–V phase diagram. *Calphad*, 18(1), 71–79.
- Liang, Y., Guo, C., Li, C. (2008) Thermodynamic modeling of the Al–Cr system. J. Alloys Compd., 460(1–2), 314–319.
- Witusiewicz, V.T., Bondar, A.A., Hecht, U., Velikanova, T. Ya. (2009) The Al–B–Nb–Ti system IV. Experimental study and thermodynamic reevaluation of the binary system Al–Nb and Al–Nb–Ti systems. *Ibid.*, **472**, 133–161.

СТРУКТУРА ІНТЕРМЕТАЛІДНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Ті–Al–Nb–Cr В.А. Костін, Г.М. Григоренко

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Розглянуто сплави на основі алюмінідів титану, які є сучасними перспективними матеріалами для виготовлення деталей та механізмів у судно-, машинобудуванні, авіаційній і космічній техніці. Основним способом отримання якісних зливків інтерметалідів на основі системи Ti–Al є електронно-променева плавка з проміжною ємністю. Вивчені структура та властивості інтерметалідного сплаву Ti–Al–Nb–Cr та побудована розрахункова рівноважна діаграма стану. Показано, що в центральній частині зливка структура сплаву складається майже з 85...90 об. % (γ + α₂)-фази, масивних ділянок γ-фази біля 10 об. %, а також невеликої частки до 3...5 об. % кубічної B2-фази, розташованої по межах зерен. На основі методології САLPHAD побудовано рівноважні трьохкомпонентні діаграми стану систем Ti–Al–Nb–Cr. Бібліогр. 15, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: титанові сплави; інтерметаліди; алюмініди титану; фазові перетворення; Gleeble 3800; трійні діаграми стану

STRUCTURE OF INTERMETALLIC TITANIUM ALLOY OF Ti-Al-Nb-Cr SYSTEM

V.A. Kostin, G.M. Grigorenko E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper deals with alloys based on titanium aluminides, which are modern promising materials for manufacturing parts and mechanisms in ship-building, mechanical engineering, aviation and aerospace engineering. Cold-hearth electron beam melting is the main method to produce sound ingots of intermetallics based on Ti-Al system. Structure and properties of an intermetallic alloy of Ti-Al-Nb-Cr system were studied, and calculated equilibrium state diagram was plotted. It is shown that in the ingot central part the alloy structure consists approximately of 85...90 vol. % of $(\gamma + \alpha_{\lambda})$ -phase, massive sections of γ -phase of about 10 vol. %, as well as small fraction of 3...5 vol. % of cubic B2phase, located along the grain boundaries. CALPHAD methodology was used to plot the equilibrium ternary state diagrams of Ti-Al-Nb-Cr systems. Ref. 15, Tabl. 2, Fig. 4.

Key words: titanium alloys; electron beam melting; intermetallics; titanium aluminides; phase transformations; ternary state diagrams

Поступила в редакцию 26.11.2019

Передплата — 2020 на журнал «Сучасна електрометалургія» www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem Передплатний індекс 70693

Україна		Зарубіжні країни		
на півріччя	на рік	на півріччя	на рік	
400 грн.	800 грн.	30 дол. США	60 дол. США	
У вартість передплати включена доставка рекомендованою бандероллю.				

Передплату на журнал «Сучасна електрометалургія» можна оформити безпосередньо через редакцію або по каталогам передплатних агентств: ДП «Преса», «Пресцентр», «Меркурій» (Україна); каталог зарубіжних видань «Белпочта» (Білорусь); каталог АТ «Казпочта» видання України (Казахстан); каталог «Роспечать» (РФ).

Правила для авторів, ліцензійні угоди, архівні випуски журналів на сайті видавництва www.patonpublishinghouse.com. У 2020 р. у відкритому доступі випуски журналів з 2009 по 2018 рр. в форматі *.pdf.

Реклама в журналі «Сучасна електрометалургія»

Реклама публікується на обкладинках

- і внутрішніх вклейках наступних розмірів
- Перша сторінка обкладинки, 200×200 мм
- Друга, третя та четверта сторінки обкладинки,
- 200×290 мм
- Вклейка А4, 200×290 мм
- ◆ Розворот АЗ, 400×290 мм ♦ А5. 165×130 мм

Контакти:

Тел./факс: (38044) 200 82 77, 205 22 07 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com

© Сучасна електрометалургія, 2019

Вартість реклами

- Ціна договірна
- Передбачена система знижок
- Вартість публікації статті на правах реклами становить
- половину вартості рекламної площі
- Публікується тільки профільна реклама
- Відповідальність за зміст рекламних матеріалів несе рекламодавець

Підписано до друку 24.12.2019. Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7,44. Друк ТОВ «ДІА».

03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

КОМПОЗИТНЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ПОРИСТОГО ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫЙ ОСАЖДЕНИЕМ ИЗ ПАРОВОЙ ФАЗЫ

Л.А. Крушинская, Я.А. Стельмах

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены результаты исследования морфологии поверхности и микроструктуры пористого титана, полученного из паровой фазы с использованием электронно-лучевой технологии испарения и последующей конденсации в вакууме. Исследована эволюция структуры пористого титана в широком интервале температур конденсации (100...900 °C). Получен композитный материал, состоящий из пористого титана, покрытого слоем (12 мкм) кальцийфосфата. Библиогр. 10, рис. 5.

Ключевые слов: электронно-лучевое осаждение; пористый титан; морфология поверхности; микроструктура; кальцийфосфатные материалы; биосовместимые материалы

Увеличение продолжительности и улучшение качества жизни человека нуждаются в создании материалов, предназначенных для замещения или замены поврежденных костных тканей. В настоящее время на передний план вышел регенерационный подход лечения и замены кости, в рамках которого акцент делается на замещение биоматериала растущей костной тканью, а материалу отводят роль активного источника необходимых для построения костной ткани элементов, лишь первоначально осуществляющего опорную функцию. Такой подход требует от современных биоматериалов, прежде всего, ускорения процессов срастания, прорастания в имплантат новой костной ткани, а также остеостимулирующего действия материала имплантата.

Синтетический гидроксиапатит кальция (ГАП) — широко распространенный материал, применяемый в медицине для лечения поврежденных костных тканей благодаря химическому и фазовому подобию его неорганической составляющей. Однако в отличие от апатита костной ткани ГАП-керамика обладает недостаточной скоростью биорезорбции и слабо способствует росту новой ткани (остеоиндукции), а также обладает низкой трещиностойкостью и малой усталостной прочностью в физиологических условиях.

Один из способов улучшения биологических характеристик остеостимулирующей керамики заключается в переходе к многофазным материалам, содержащим фосфаты кальция, легче растворимым по сравнению с ГАП, например трикальциевому фосфату (ТКФ, Ca₃(PO₄)₂), пирофосфату кальция (ПФК, Ca₂P₂O₇), аморфному фосфату кальция (АФК) [1].

Титан известен как материал, обладающий достаточной биологической совместимостью с костными структурами человека, и широко применяется для протезирования различных костных

Я.А. Стельмах — https://orcid.org/0000-0002-5238-2288

© Л.А. Крушинская, Я.А. Стельмах, 2019

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

структур, особенно если он имеет пористую структуру. Пористые покрытия наносят на эндопротезы тазобедренных суставов и стоматологические конструкции, в результате формируется прочное соединение имплантата с костью реципиента [2].

Физическое осаждение в вакууме имеет очевидные преимущества по сравнению с порошковыми и плазменными методами, химическим осаждением. Так, предыдущие исследования подтверждают, что конденсаты, полученные в вакууме, не содержат посторонних примесей элементов [1], что особенно важно для медицинского применения. Кроме того, способ электронно-лучевого испарения и последующей конденсации парового потока в вакууме предоставляет большие возможности по контролю структуры пористых материалов при формировании их из паровой фазы [3]. Он позволяет легко получать вакуумные конденсаты различных неорганических материалов в виде толстых пленок и покрытий с микропористой, столбчатой структурой и ориентированной микропористостью [4-6].

Цель данной работы методом EBPVD сформировать композитный материал на основе титана с пористой структурой, покрытый тонким слоем кальцийфосфата, не нарушающим открытой пористости основы.

Материалы и методика исследований. Вакуумные конденсаты пористого Ті для исследований получали по двухтигельной схеме электронно-лучевого испарения в вакууме. При этом одним электронным пучком испаряли штапик NaCl, полученный холодным прессованием из порошка чистотой 99,99 %, другим электронным пучком испаряли слиток Ті чистотой не менее 99,85 %, полученный электронно-лучевым переплавом в вакууме. Концентрацию соли варьировали в интервале 15...60 мас. %. Осаждение смешанных паровых потоков титана и соли выполнялось на подложки с заданным вдоль оси градиентом температуры [7]. Такая методика позволяет в одном эксперименте получить информацию о структуре и свойствах конденсированных материалов в заданном непрерывном интервале температур осаждения. Градиент температуры 100...900 °С вдоль подложки создавали путем закрепления одного ее края в медном водоохлаждаемом держателе и нагревом электронным лучом противоположного края. Измерение градиента температуры проводили пятью хромель-алюмелевыми термопарами с точностью ± 10 °С.

Вакуумные конденсаты композиции Ti–Ca₃(PO₄)₂ для исследований получали трехтигельным электронно-лучевым испарением компонентов в вакууме в два этапа за один эксперимент. На первом этапе для лучшей адгезии осаждали подслой чистого Ti толщиной 20 мкм. Затем выполняли осаждение смешанных паровых потоков титана и соли на подложки из BT-0 и Cт3, подогретые электронным пучком до температуры 600 °C. На следующем этапе на поверхность сформированного пористого конденсата Ti толщиной 75 мкм выполняли осаждение 12 мкм трикальциевого фосфата (ортофосфата кальция) Ca₃(PO₄)₂ чистотой 99,7 %.

Скорость конденсации в экспериментах составляла в среднем, мкм/мин: 2 для титана, 6 для пористого титана и 0,3 для трикальциевого фосфата (ТКФ). Давление остаточных газов в рабочей камере во время процесса испарения — (1...2)·10⁻² Па, толщина полученных конденсатов — 105...110 мкм.

Структуру поверхности и в сечении покрытий исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе CamScan 4D в режимах вторичных и упруго-отраженных электронов.

Приготовлению шлифов сечений образцов в направлении конденсации для дальнейших исследований уделяли особое внимание: легкую термическую допрессовку в пластмассу, механическую шлифовку и полировку проводили на оборудовании Abramin в автоматическом режиме по специальной методике для пористых материалов, рекомендованной фирмой «Struers».

Для определения элементного состава полученных конденсатов применяли рентгеноспектральный микроанализатор (приставка EDX к микроскопу CamScan 4D). Программа обработки результатов — Inca-2000. Погрешность измерений ± 0,2 %.

Исследование фазового состава полученных конденсатов проведено методом рентгеновской дифракции на приборе ДРОН-3М в медном Кα-излучении.

Для сравнения и анализа полученных результатов пористость конденсатов была измерена (рассчитана) с помощью компьютерной программы Image Pro Plus. Анализ микроструктуры проводили на фотографиях с помощью специализированного материаловедческого комплекса анализа изображений структур, представляющего собой систему ввода в компьютер, обработки и анализа изображений. Результаты и их обсуждение. Нано-, микро- и макропоры — типичные для конденсатов фазово-структурные неоднородности, обусловленные спецификой процессов осаждения вещества на подложку и возможностью реализации целого комплекса характерных механизмов конденсационного порообразования. Процессам конденсационного порообразования, а также особенностям эволюции пористой структуры в конденсированных покрытиях посвящено ряд работ, например [8]. Проведенные ранее исследования показали, что на формирование пористой структуры при электронно-лучевом испарении и последующем осаждении паровой фазы на подложку основное влияние оказывает температура осаждения (T) [9].

Однако пористость конденсатов, являясь структурно чувствительным свойством, определяется комплексом факторов, включающих температуру конденсации, количество удаляемой добавки, геометрию электронно-лучевой установки, глубину вакуума. В данной работе выполнены количественные исследования основных технологических параметров, регулирующих формирование структуры.

Результаты показали, что по морфологическим признакам полученные конденсаты Ті отличаются в зависимости от температуры конденсации *T*. Конденсаты, сформированные при низких температурах ($T \le 300$ °C) имеют структуру близкую к глобулярной, представляют собой матрицу NaCl с равномерно распределенными в ней наночастицами Ti [10].

Однако для целей данной работы, предполагающих получение пористого титана, интерес представляют конденсаты, сформированные на подложке, подогретой до температуры *T* выше 500 °C. Структура естественной поверхности Ti, образованного при совместной конденсации с NaCl и микроструктуры поперечных сечений в направлении конденсации при температурах подложки 500...900 °C приведены на рис. 1.

Как видно из рис. 1, все конденсаты титана имеют выраженный рельеф, поверхность полностью коррелирует с внутренней структурой, конденсаты обладают видимой структурной пористостью. Вместе с тем, в зависимости от Т морфология пористости претерпевает значительные изменения. Так, в интервале T от 500 до 630 °C формируются конденсаты визуально с «губчатой» структурой, обладающие однородной пористостью. Поры имеют округлую форму и узкий разброс по размерам 0,7±0,2 мкм. С повышением температуры конденсации (T) в интервале 635...700 °С формируется столбчатая структура конденсатов титана, заметно увеличивается размер кристаллитов от 2 до 20 мкм, появляется пористость двух видов — межкристаллитная и внутрикристаллитная. Форма и раз-



Рис. 1. Морфология поверхности и сечения микрошлифов конденсатов пористого титана, полученных при *T*, °C: 590 (*a*, *б*); 620 (*e*, *z*); 680 (*ж*, *з*)

меры пор взаимосвязаны со структурой кристаллитов. В зоне столбчатой структуры поры имеют форму капилляров, ориентированы по толщине конденсата и окаймляют его столбчатые агрегаты (межкристаллитная пористость). Ширина участков межкристаллитной пористости увеличивается с ростом T и находится в пределах 1,0...2,5 мкм. Внутрикристаллитные поры несколько вытянуты и их средний размер (0,5...0,9 мкм) практически не изменяется до 800 °С. При температуре

конденсации выше 800 °C этот вид пористости уменьшается за счет спекания кристаллитов и при дальнейшем увеличении температуры до 900 °C практически исчезает.

Механизм образования пористости при рассматриваемой технологии получения вакуумных конденсатов титана носит комбинированный характер, возможные варианты описаны в работах [3, 6, 8].

Пористую структуру для Ті выявили в области температур конденсации $T = 0.40...0.55 T_{nn}$. Сфор-



Рис. 1. Морфология поверхности и сечения микрошлифов конденсатов пористого титана, полученных при *T*, °C: 725 (*u*, *к*); 790 (*л*, *м*); 840 (*н*, *o*); 860 (*n*, *p*)

мированный титан содержит от 11...16 до 18...26 % ориентированных в направлении роста микропор.

Дополнительный вклад в вариации структуры вносит количество соли NaCl, вводимой в паровой поток титана. Структура поверхностей и поперечных сечений конденсатов при различных количествах добавки соли (T = 640...650 °C) приведена на рис. 2. Введение добавки 15 % NaCl привело к формированию конденсата с дисперсной системой микропор, при NaCl более 25 % такая система микропор сохраняется только внутри кристаллитов, а между ними развивается пористость.

Анализ элементного состава и определение общей концентрации примесей в вакуумных конденсатах Ті показали, что практически вся составляющая парового потока хлорида натрия (NaCl), поступавшая на поверхность роста металлического конденсата, при T выше 500 °C реиспарялась обратно в паровую фазу.



Рис. 2. Морфология поверхности и сечения микрошлифов конденсатов пористого титана, полученных при T = 640...650 °C, сформированных с добавкой NaCl, %: 15 (*a*, δ); 25 (*b*, ϵ); 40 (∂ , *e*); 60 (\mathcal{K} , 3)

Рентгеновский дифракционный анализ конденсатов Ті показал (рис. 3), что полученные конденсаты во всем исследуемом интервале T являются монофазными. На рентгенограммах покрытий для различных T наблюдали только рефлексы от ГПУ фазы α -Ті. Следует отметить, что рефлекс (110) α -фазы титана имеет аномально высокую интенсивность. По-видимому, при данных температурах конденсации термодинамически стабильная α -фаза образуется при осаждении и растет с некой преимущественной ориентировкой, скорее всего это (110). Т.е. наблюдается сильная текстура роста



Рис. 3. Дифрактограмма конденсата пористого титана, сформированного при $T = 650 \ ^{\circ}\text{C}$



Рис. 4. Структура и элементный состав композитного конденсата Ті-Са₃(PO₄)₂, мас. %



Рис. 5. Поверхность композитного конденсата $Ti-Ca_3(PO_4)_2$ α -фазы Ti при температурах конденсации ниже α - β -превращения.

Таким образом, сформированный титан практически представляет собой металлический каркас с развитой системой микропор и может быть использован в качестве основы для дальнейшей конденсации на него слоя ТКФ.

В результате второго этапа получен композитный материал, структура поперечного сечения и элементный состав которого представлены на рис. 4. Температура конденсации в этом случае составила 600 °С. Полученный материал многослойный и состоит из Ті толщиной 20 мкм; пористого Ті — 75 мкм; покрытого ТКФ — 12 мкм. Поверхность такого материала имеет выраженный рельеф (рис. 5).

По результатам исследований поверхности и поперечного сечения полученного материала можно сделать заключение, что при указанных режимах и толщине ТКФ сохраняется открытая пористость титановой основы.

Форму и характер распределения пор в титановой основе можно варьировать в зависимости от конкретных потребностей, контролируя температуру конденсации и количество реиспаряемой добавки. Варианты возможных пористых структур приведены на рис. 1, 2. Полученный материал на основе пористого титана, покрытого трифосфатом кальция, является проницаемым и может быть использован в медицине в качестве имплантатов для замещения тканей организма, которые легко прорастают в свободное пространство пор, постепенно его заполняя.

Выводы

1. Исследована микроструктура титана, сформированного при осаждении в парах хлорида натрия. Показано, что полученный в интервале $T = 0,40...0,55 T_{nn}$ титан представляет собой металлический каркас с развитой системой микропор (приблизительно 11...26 %), ориентированных в направлении роста.

 Полученный титан может быть применен как самостоятельный пористый материал, так и в качестве основы для получения биосовместимых композитных материалов, в частности кальцийфосфатных.

3. Методом электронно-лучевого осаждения получен композитный материал на основе пористого Ті (75 мкм), покрытого ТКФ толщиной 12 мкм.

4. Полученный композитный материал предлагается для использования в медицине в качестве имплантатов (или покрытий на них) для замещения тканей организма.

Список литературы

- 1. León B., Jansen J. (Eds.) (2009) *Thin calcium phosphate coatings for medical implants*. Springer Science Business Media, LLC.
- 2. Sam Zhang (2011) *Biological and Biomedical coatings handbook. Applications.* Taylor and Francis Group, LLC.
- Мовчан Б.А. (1998) Неорганические материалы, осаждаемые из паровой фазы в вакууме. Современное материаловедение XXI век. Киев, Наукова думка, сс. 318–332.
- 4. Мовчан Б.А., Яковчук К.Ю. (2001) Новый подход к получению микропористых материалов и покрытий электронно-лучевым испарением неорганических веществ. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **2**, 11–14.
- Мовчан Б.А., Яковчук К.Ю. (2001) Микропористые материалы и покрытия на основе ZrO₂, получаемые электронно-лучевым испарением и осаждением паровой фазы. *Там же*, 4, 17–21.
- Movchan B.A., Lemkey F.D. (2003) Some approaches of producing microporous materials and coatings by EB PVD. *Surface and Coatings Technology*, **165**, 90–100.
- Яковчук К.Ю., Стельмах Я.А. (2004) Лабораторная электронно-лучевая установка для осаждения из паровой фазы неорганических материалов с аморфной, нано- и микроразмерной структурой. *Мат. конф. НАНСИС-2004*, 12–14 октября, Киев, 387.
- 8. Палатник Л.С., Черемской П.Г., Фукс М.Я. (1982) Поры в пленках. Москва, Энергоиздат.
- Демчишин А.В., Мовчан Б.А. (1967) Структура и некоторые свойства толстых конденсатов титана. Физика и химия обработки материалов, 1, 45–50.
- Мовчан Б.О., Курапов Ю.А., Литвин С.Є. та ін. (2012) Електронно-променевий синтез наночастинок титану та їх термічна стабільність. Металознавство та обробка металів, 1, 40–45.

References

- 1. (2009) *Thin calcium phosphate coatings for medical implants*. Ed. by B., León, J. Jansen. Springer Science Business Media, LLC.
- 2. Sam Zhang (2011) *Biological and biomedical coatings handbook. Applications.* Taylor and Francis Group, LLC.
- Movchan, B.A. (1998) Inorganic materials deposited from vapor phase under vacuum. In: *Modern materials science of 21st century*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Movchan, B.A., Yakovchuk, K.Yu. (2001) New approach to producing microporous materials and coatings by electron beam evaporation of inorganic substances. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 2, 11–14 [in Russian].
- 5. Movchan, B.A., Yakovchuk, K.Yu. (2001) Microporous materials and coatings based on ZrO₂, produced by electron beam evaporation and vapor phase deposition. *Ibid.*, **4**, 17–21 [in Russian].
- Movchan, B.A., Lemkey, F.D. (2003) Some approaches of producing microporous materials and coatings by EB PVD. *Surface and Coatings Technolobgy*, **165**, 90–100.
- Yakovchuk, K.Yu., Stelmakh, Ya.A. (2004) Laboratory electron beam unit for vapor phase deposition of inorganic materials with amorphous, nano- and microsized structure. In: *Proc.* of Math. Conf. NANSIS-2004 (12–14 October, Kiev), 387.
- 8. Palatnik, L.S., Cheremskoy, P.G., Fuks, M.Ya. (1982) *Pores in films*. Moscow, Energoizdat [in Russian].
- Demchishin, A.V., Movchan, B.A. (1967) Structure and some properties of thick titanium condensates. *Fizika i Khimiya Obrab. Materialov*, 1, 45–50 [in Russian].
- Movchan, B.O., Kurapov, Yu.A., Lytvyn, S.E. et al. (2012) Electron beam synthesis of titanium nanoparticles and their thermal stability. *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, 1, 40–45 [in Ukrainian].

КОМПОЗИТНИЙ МАТЕРІАЛ НА ОСНОВІ ПОРИСТОГО ТИТАНУ, ОТРИМАНИЙ ОСАДЖЕННЯМ З ПАРОВОЇ ФАЗИ Л.А. Крушинська, Я.А. Стельмах

IE3 ім. Є.О. Патона НАН Украини. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua

Наведено результати дослідження морфології поверхні та мікроструктури пористого титану, отриманого з парової фази з використанням електронно-променевої технології випаровування і наступної конденсації в вакуумі. Досліджено еволюцію структури пористого титану в широкому інтервалі температур конденсації (100...900 °C). Отримано композитний матеріал, що складається з пористого титану, покритого шаром (12 мкм) кальційфосфата. Бібліогр. 10, рис. 5.

Ключові слова: електронно-променевее осадження; пористий титан; морфологія поверхні; мікроструктура, кальційфосфатні матеріали; біосумісні матеріали

COMPOSITE MATERIAL BASED ON POROUS TITANIUM, PRODUCED BY VAPOUR-PHASE DEPOSITION L.A. Krushinskaya, Ya.A. Stelmakh

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Given are the results of studying the surface morphology and microstructures of porous titanium obtained from the vapour phase, using electron beam technology of evaporation and subsequent condensation in vacuum. Evolution of porous titanium structure in a broad range of condensation temperatures (100...900 °C) was studied. A composite material was produced which consists of porous titanium coated by a layer of calcium phosphate (12 µm). Ref. 10, Fig. 5.

Key words: electron beam deposition; porous titanium; surface morphology; microstructure; calcium-phosphate materials; biocompatible materials

Поступила в редакцию 08.08.2017



ІХ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ»

9–13 сентября 2019 г. в Одессе состоялась IX Международная конференция «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» (LTWMP-2019), организованная Институтом электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, НТУУ «Киевский политехнический институт им. Игоря Сикорского» и Международной Ассоциацией «Сварка».

В работе конференции приняли участие более 60-ти ученых и специалистов из Украины, Словакии, Германии, Беларуси и Китая. Конференция была организована в виде пленарных и стендовых сессий, рабочие языки конференции — русский, украинский и английский (обеспечен синхронный перевод докладов). Во время пленарных и стендовых сессий заслушано 37 докладов.

Открыл конференцию Председатель программного комитета конференции, заместитель директора ИЭС им. Е.О. Патона академик И.В. Кривцун. В своем выступлении он отметил, что для участия в конференции заявлены доклады по лазерной тематике, гибридным, 3D и электронно-лучевым технологиям в сварке и специальной электрометаллургии. Академик И.В. Кривцун также рассказал о роли парогазового канала в лучевых технологиях при формировании сварных соединений и синергетического эффекта в гибридных технологиях.

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

• «Особенности формирования металлической структуры изделий из титановых сплавов, полученных 3D печатью с применением профильного электронного луча по технологии хBeam 3D Metal Printing», *Ковальчук Д.В.*, ЧАО «НВО Червона Хвиля», Киев;

• «Contribution to the welding of hot-rolled aluminum-lithium alloys by electron beam», *Drimal Daniel*, PRVA ZVARACSKA a. s., Bratislava, Slovak Republic;

• «Специализированное технологическое электронно-лучевое оборудование для реализации аддитивного процесса послойного изготовления изделий из металла с применением порошковых материалов», *Нестеренков В.М.*, ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Электронно-лучевая плавка жаропрочных титановых сплавов системы Ti–Si–Al–Zr–Sn», *Северин А.Ю.*, ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона», Киев;

• «Оптимизация технологических параметров послойного формирования изделий из титанового сплава ВТ6 с помощью ЭЛС на основе математического моделирования», *Кандала С.М.*, ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Отработка технологических операций лазерной сварки и лазерной наплавки элементов малогабаритных сопловых блоков жидкостных ракетных двигателей», Шелягин В.Д., ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Modelling of Temperature Fields in Electron Beam Sintering», *Semenov O.*, E.O. Paton Electric Welding Institute, Kyiv;



Выступление академика И.В. Кривцуна при открытии конференции

• «Электронно-лучевая технология как метод получения теплозащитных покрытий системы ZrO₂-Y₂O₃ с хорошими функциональными характеристиками на различных типах металлических подслоев», *Куренкова В.В.*, ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз», Киев;

• «Формирование расходуемых электродов из губчатого титана методом электронно-лучевого оплавления», *Пикулин А.Н.*, ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона», Киев;

• «Микроструктура сплавов титана ВТ20, полученных методом послойной электронно-лучевой наплавки с применением отечественных порошковых материалов», *Матвейчук В.А.*, ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Гибридная лазерно-микроплазменная сварка нержавеющих сталей», *Хаскин В.Ю.*, Китайско-украинский институт сварки им. Е.О. Патона, Гуанчжоу, КНР;

• «Адаптивное управление процессом лазерной сварки и наплавки деталей сложной формы при обеспечении геометрической точности траекторных перемещений», *Комбаров В.В.*, НПФ «ХАИ-Инжиниринг», Харьков;

• «Закономерности влияния параметров процесса выборочного лазерного плавления (SLM) на формирование единичного слоя из жаропрочного никелевого сплава INCONEL 718», Аджамский С.В., ООО «Лазерные аддитивные технологии Украины», Днепр;

• «Структура и свойства соединений алюминиевого сплава АА7056 Т351, выполненных электронно-лучевой сваркой», *Бердникова Е.Н.*, ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

 «Моделирование напряженно-деформированного состояния рабочих лопаток паровых турбин из титанового сплава при восстановительном ремонте с применением электронно-лучевой наплавки», Кандала С.М., ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев;

• «Дослідження лазерно-ливарного процесу виготовлення біметалів різного функціонального призначення», *Салій С.С.*, НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського», Київ;

• «ЭЛС и термообработка экономнолегированных титановых сплавов на основе β-фазы», *Белоус В.Ю.*, ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Устранение хампинг-эффекта при лазерно-дуговой сварке сталей повышенной прочности, *Хаскин В.Ю.*, Китайско-украинский институт сварки им. Е.О. Патона, Гуанчжоу, КНР;

• «Структура и свойства разнородных титан-алюминиевых сварных соединений, полученных лазерной сваркой», *Сидорец В.Н.*, ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Гибридная система для электронно-лучевого испарения и ионного распыления», *Кузьмичев А.И.*, НТУУ «Киевский политехнический институт им. Игоря Сикорского»;

• «Электронно-лучевая плавка экономнолегированных сплавов на основе титана», *Березос В.А.*, ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона», Киев;

• «Дослідження особливостей процесів формування зварних з'єднань при лазерному зварюванні сталей і сплавів у різних просторових положеннях», *Бернацький А.В.*, IE3 ім. Є.О. Патона, Київ;

• «Влияние конденсационных многослойных защитных покрытий на циклическую прочность сплава ВТ6», *Микитчик А.В.*, Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Микроупрочнение границ наплавленных слоев в изделиях, получаемых методом элек-



Участники конференции LTWMP-2019

тронно-лучевой наплавки», *Хохлова Ю.А.*, ИЭС им. Е.О. Патона, Киев.

Были также представлены доклады по применению лазеров в медицине, для 3D печати пластмасс и нелучевых концентрированных источников нагрева:

• «Влияние режимов импульсно-дуговой сварки на термические циклы и геометрические параметры швов и ЗТВ сварных соединений, выполненных высоколегированными сварочными материалами», Позняков В.Д., ИЭС им. Е.О. Патона, Киев;

• «Температура плавления наночастиц металла в плазме», Драган Г.С., НИИ физики Одесского национального университета имени И.И. Мечникова.

Вне программы конференции выступил директор Центра химических технологий Академии инженерных наук А.П. Мухачов (г. Каменское) с информацией о направлениях деятельности центра по восстановлению производства в Украине гафния, циркония, ниобия и молибдена в установках электронно-лучевого переплава.

Полишко А.А. (ИЭС им. Е.О. Патона) провела презентацию конференции молодых ученых и специалистов YPIC/WRTYS 2020 «Young Professionals International Conference on Welding and Related Technologies», 19–22 мая 2020, Киев (https://ypic2020.com) и пригласила ученых, специалистов и руководителей предприятий принять участие в ее работе.

В конференции также приняли участие без докладов представители ряда промышленных предприятий Украины из Киева, Днепра, Запорожья, Харькова, Кривого Рога, Каменского, использующие в производственном цикле лазерные и лучевые технологии. По завершению конференции проведен Круглый стол «Новые разработки в области 3D лучевых технологий», где обсуждались актуальные проблемы развития лучевых сварочных технологий применительно к получению трехмерных изделий из различных металлических материалов и продемонстрированы готовые изделия, полученные с помощью лазерного 3D прототипирования (ООО «Лазерные аддитивные технологии Украины») и в электронно-лучевых установках (ЧАО «НВО Червона Хвиля», ИЭС им. Е.О. Патона).

К концу 2019 г. будут изданы труды конференции LTWMP-2019. Труды предыдущих восьми конференций LTWMP можно заказать в редакции журнала или получить в открытом доступе на сайте издательства ИЭС им. Е.О. Патона по ссылке: http://patonpublishinghouse.com/eng/proceedings/ ltwmp.

Доброжелательная, гостеприимная, творческая обстановка конференции способствовала развитию полезных дискуссий и установлению деловых контактов. Следующая X Международная конференция «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» (LTWMP-2021) состоится в сентябре 2021 г. в Одессе, Украина.

Организационный комитет конференции LTWMP-2019 выражает благодарность компаниям Червона Хвиля, Технологии высоких энергий, Китайско-украинскому институту сварки им. Е.О. Патона, Центру «Титан» ИЭС, Центру электронно-лучевой сварки ИЭС и Международному центру электронно-лучевых технологий ИЭС за оказанную помощь в проведении конференции.

А.Т. Зельниченко

УКАЗ ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ № 616/2019



Про відзначення державними нагородами України з нагоди Дня Незалежності України

За значний особистий внесок у державне будівництво, соціально-економічний, науково-технічний, культурно-освітній розвиток України, вагомі трудові здобутки та високий професіоналізм постановляю:

Присвоїти почесне звання:

«ЗАСЛУЖЕНИЙ ДІЯЧ НАУКИ І ТЕХНІКИ УКРАЇНИ» БОГАЧЕНКУ Олексію Георгійовичу — головному науковому співробітникові Інституту електрозварювання імені Є.О. Патона Національної академії наук України, доктору технічних наук, професорові.

Президент України В. ЗЕЛЕНСЬКИЙ 22 серпня 2019 р.

МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ-2019

3 19 по 22 листопада в м. Києві на території МВЦ відбувся XVIII Міжнародний промисловий форум — захід, який з 2005 р. входить до переліку провідних світових промислових виставок, офіційно сертифікованих і визнаних Всесвітньою асоціацією виставкової індустрії (UFI), і рік за роком залишається найбільшою в Україні подією.

Виставка організована Міжнародним виставковим центром, який забезпечив прекрасні умови для багатьох компаній і організацій, що не перший рік вибирають Промисловий форум як майданчик для демонстрації своїх новітніх розробок і місце зустрічі з широким колом фахівців і потенційних партнерів. Тематика форуму охоплювала демонстрацію широкого спектру новітніх технологій металообробки, машинобудування, виробництва інструментів, зварювання й обробки поверхні, приводного обладнання та промислової автоматизації, вантажно-розвантажувального обладнання, техніки безпеки і пов'язаних з нею промислових технологій.

Всього у виставці взяли участь 383 компанії, підприємств та організацій. Вони представляли експонати з 31 країни. Чехія і Туреччина сформували свої національні експозиції. Загальна площа форуму перевищила 23000 м². Загальна кількість відвідувачів складала понад 12500.

Зупинимося дещо докладніше на розділі форуму «Укрзварювання». У ньому взяли участь понад 20 українських експонентів та одна компанія з Білорусі. Серед них:

• ТОВ «Бінцель Україна ГмбХ» — торгове представництво в Україні всесвітньо відомого провідного виробника комплектуючих до зварювального обладнання (зварювальні пальники для ручного, автоматичного та роботизованого зварювання плавким та неплавким електродом, зварювальні трактори, робопериферія, електродотримачі, плазмотрони, установки Jackle для зварювання MIG/TIG/MMA (160...600 A) та плазмової різки (25...300 A) та інше;

• ТОВ «Фроніус Україна» — реалізує стандартне та інвентарне обладнання для різноманітних способів зварювання, а також надає повний спектр послуг щодо обслуговування, ремонту та оренди зварювального обладнання. Має власні філії в м. Стрий та м. Дніпро, а також партнерів зі збуту та сервісу в Запоріжжі, Києві, Одесі та Сумах;

• ТОВ «ТМ.ВЕЛТЕК» — провідна компанія в Україні по розробці та виробництву порошкових дротів для зварювання, наплавлення, напилення та порошкових стрічок для наплавлення; по виробництву легких металоконструкцій;

• ПрАТ «Машинобудівний завод ВІСТЕК» — спеціалізується на випуску круглоланкових лан-



цюгів різного призначення, виробництві зварювальних електродів, зварювального дроту та дроту загального призначення, ковально-пресовому виробництві;

• ТОВ «ВІТАПОЛІС» — провідний виробник в Україні дротів для зварювання вуглецевих, низьколегованих, високоміцних, нержавіючих, жаростійких, броньових сталей та сплавів на основі нікелю. Продукція ТМ «ХОРДА» сертифікована TÜV (Німеччина), CWB (Канада), Регістром судноплавства України та внесена до Державних будівельних норм (мостові конструкції);

• ТОВ «ДЗЗУ ІЕЗ ім. Є.О. Патона» — виробляє великий асортимент професійного зварювального обладнання і є одним із лідерів ринку на території України та країн СНД. Впроваджуючи провідні технології та конструкторські розробки, завод виробляє зварювальне обладнання високої якості з оптимальними технічними характеристиками, що задовольняють потреби як великих промислових підприємств, так і приватних осіб;

• TOB «ЗОНТ» — розробка та виробництво машин для термічного та плазмового різання, комплексів для лазерного різання з волоконними лазерами, машин для газокисневого різання, столів розкрійних з вбудованою системою вентиляції та фільтрації, реалізація систем плазмового різання фірм Hyperthern, Kjellberg, OTC Daihen, капітальний ремонт та модернізація машин для термічного різання;

• TOB «ДОНМЕТ» — завод автогенного обладнання, підприємство, на якому на основі власних





запатентованих розробок серійно налагоджено виробництво десятків найменувань обладнання для різання, зварювання та пайки металів, з гарантованим терміном користування до 24 місяців. Газозварювальне обладнання підприємства і система керування якістю сертифіковані в системі УкрСЕПРО по ДСТУ ISO 9001–2001;

• ТОВ «НАВКО-ТЕХ» — розробляє та виготовляє спеціалізоване устаткування: установки для зварювання прямолінійних швів (димоходи, обичайки та ін.); установки для зварювання кільцевих швів (балони, ресивери, крани та ін.); установки для наплавлення на циліндричних, конічних та плоских поверхнях по спіралі; зварювальні комплекси на базі промислових роботів FANUC; апаратуру для зварювання (пристрої охолодження, зварювальні обертачі та ін.);

• ТОВ «ОЛІВЕР» (Білорусь) — спеціалізується на виробництві зварювального дроту та електродів широкої номенклатури, зварювального устаткування, аксесуарів та приладдя для зварювання;

• ТОВ «САММІТ» — спеціалізоване підприємство з продажу, обслуговування електрозварювального обладнання відомих брендів з Фінляндії, США, Німеччини та іншіх країн.

Перелік обладнання вітчизняного та іноземного виробництва, яке постачається: зварювальні інвертори, напівавтомати, зварювальні автомати, зварювальні трактори; машини контактного зварювання; обладнання для плазмового різання; редуктори, вентилі, пальники, різаки та ін.; газові змішувачі WITT; зварювальні матеріали (дріт, флюс, електроди); роботи для зварюваня.

Замовниками компанії є більш ніж 800 металургійних, машинобудівних та інших підприємств.



•ТОВ «СВ ТЕХНОЛОГІЯ» — займається розвитком, виробництвом та реалізацією широкого спектру зварювального обладнання, пристроїв і матеріалів, засобів захисту, інструменту, абразивного матеріалу та ін. Працює на ринку України з 1997 р. Має декілька торгових філіалів;

• НТЦ «ПРОМАВТОСВАРКА» — протягом останніх чотирьох років освоїв новий напрямок — розробку обладнання та технології для нанесення покриттів методом металізації. Здійснюється виробництво металізаторів, які успішно застосовуються на підприємствах України для нанесення антикорозійних покриттів з цинку, алюмінію, бронзи, а також для відновлення зношених деталей та придання деталям особистих властивостей;

• ТОВ «СУМИ-ЕЛЕКТРОД» (раніше ТОВ «ФРУНЗЕ-ЕЛЕКТРОД») — провідне підприємство України з виготовлення зварювальних електродів спеціального та загального призначення з високими зварювально-технологічними властивостями за конкурентоспроможними цінами, які з успіхом застосовуються при виготовленні та ремонті відповідальних металоконструкцій на підприємствах машинобудівної, хімічної та енергетичної (у тому числі атомної) галузей України та країн СНД;

• ТОВ «ТЕРМАКАТ Україна, ГмбХ торгівельна марка всесвітнього виробника (THERMACUT[®]) апаратів плазмового різання, а також витратних деталей, комплектуючих та аксесуарів для термічного різання металу, що представлені у трьох сегментах (лазер, плазма, газ);

• НПВ «ТЕХВАГОНМАШ» — компанія представляє повний набір послуг: від етапу проектування до етапу проведення шеф-монтажних та пусконалагоджувальних робіт, включаючи виробництво спеціального технологічного обладнання. Основними напрямами діяльності є: комплексне проектування та оснащення підприємств транспортного машинобудівництва; спеціальне технологічне обладнання для виробництва залізничного транспорту; технологічне обладнання для ремонту вагонів; обладнання для виробництва причіпної та навісної техніки комерційного автотранспорту; роботизовано-зварювальні комплекси;

• НВП «ТЕХМАШ» — машини плазмового та газокисневого різання металу. Виробництво, продаж, розробка, обслуговування, модернізація, постачання запчастин та витратних матеріалів;

• ТОВ «ТРІАДА-ЗВАРКА» в Україні є ексклюзивним дистриб'ютором турецького виробника зварювальних матеріалів заводу «ASKAYNAK». Завод «ASKAYNAK» є власністю компанії «LINCOLN ELECTRIC» (США). ASKAYNAK — світовий лідер з виробництва зварювального дроту та електродів;

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

• ТОВ «ФОРСАЖ УКРАЇНА» — власне виробництво зварювального обладнання ТМ «Forsage» із застосуванням комплексів для повного циклу обробки деталей: лазерна різка, листозгин ЧПК, гільйотина ЧПК, вакуумний пристрій просочення трансформаторів, автоматична машина встановлення СМД-деталей, піч запікання СМД з ЧПК, фрезерний верстак з ЧПК, різьбонарізний верстат з ЧПК. Потужності підприємства дозволяють виготовити будь-яку конфігурацію зварювального обладнання на замовлення у найкоротші строки;

• ГО «ТОВАРИСТВО ЗВАРНИКІВ УКРАЇ-НИ» — це громадська організація, що об'єднує вчених, фахівців та робітників у галузі зварювання та споріднених процесів в Україні для: кращого обміну науково-технічною інформацією та формування консолідованої технічної політики в сфері зварювального виробництва; задоволення та захисту творчих інтересів учених та інженерів; сприяння покращенню умов роботи членів Товариства; розвитку науки та освіти, впровадження наукових, технічних та методичних досягнень в практику; популяризації професій, удосконаленню системи професійної підготовки та перепідготовки кадрів; співробітництва з національними зварювальними товариствами інших країн та з міжнародними зварювальними організаціями.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України представив на форумі інноваційні технології для автоматизованого пресового зварювання металевих труб відповідального призначення (на фото ліворуч — процес зварювання дугою, що обертається в магнітному полі), а також зварювання пластмасових труб. На стенді була представлена також видавнича діяльність Інституту, зокрема журнали «Автоматичне зварювання», «Технічна діагностика та неруйнівній контроль» та «Сучасна електрометалургія». Великий інтерес у відвідувачів виставки визвала демонстрація



на стенді художніх виробів з титану, виконаних з використанням TIG зварювання художником-зварником Дмитром Кушніруком.

Молоді зварювальники України взяли участь в XIII конкурсі «Золотий кубок Бенардоса-2019», організованому Товариством зварників України (ТЗУ) і Одеським обласним відділенням ТЗУ. Конкурс проходив в наступних номінаціях: ручне дугове зварювання покритим електродом (метод 111/SMAW); дугове зварювання електродом, що плавиться в активних газах (метод 135/SMAW); дугове зварювання вольфрамовим електродом в інертних газах (метод 141 / SMAW).

Проведені два позаконкурсних заходи: конкурс на зварювальному тренажері «SOLKAMATIC»; конкурс плазмового різання на обладнанні «JASIC».

У конкурсі взяли участь 27 зварників з 13-ти підприємств і трьох професійно-технічних навчальних закладів України. Всі переможці були нагороджені призами, наданими спонсорами конкурсу.

Порівнюючи Промисловий форум-2019 з раніше проведеними, можна відзначити зростаючу кількість його учасників, розширення географії і підвищену увагу експонентів до демонстрації інноваційних технологій, включаючи автоматизацію та роботизацію зварювальних процесів, розробку 3D технологій, мінімізацію впливу людського фактора, раціональне використання виробничих площ.

О.Т. Зельніченко, В.М. Ліподаєв



ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 4, 2019

ПАМ'ЯТІ Б.О. МОВЧАНА



На 92-му році пішов з життя доктор технічних наук, професор, академік НАН України, видатний вчений-матеріалознавець, засновник наукової школи отримання нових матеріалів за допомогою електронно-променевої технології випаровування і конденсації в вакуумі (EBPVD), заслужений діяч науки і техніки України, Борис Олексійович Мовчан.

Після закінчення Київського державного університету ім. Т.Г. Шевченка за спеціальністю фізика металів у 1951 р. життя Б.О. Мовчана було нерозривно пов'язане з Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона. Почавши свою трудову діяльність науковим співробітником, у 1954 р. Б.О. Мовчан захищає кандидатську дисертацію, а у 1961 р. — докторську. За період 1960–2003 рр. Б.О. Мовчан був керівником наукового відділу електронно-променевих технологій ІЕЗ ім. Є.О. Патона. У червні 1964 р. його обрали членом-кореспондентом Академії наук УРСР, а у березні 1978 р. — академіком.

Б.О. Мовчан отримав вітчизняне і міжнародне визнання і популярність як в області дослідження взаємозв'язку структури і властивостей неорганічних матеріалів (аморфних, нанокристалічних, дисперсно-зміцнених, мікрослойних, мікропористих) і захисних покриттів, осаджуваних з парової фази у вакуумі, так і в реалізації розроблених технологічних процесів і нових зразків електроннопроменевого обладнання.

Б.О. Мовчан був автором понад 380-ти наукових публікацій, 7-ми монографій, понад 120-ти патентів. Він підготував 68 кандидатів і докторів технічних наук, був членом редколегій кількох наукових журналів.

З ініціативи Б.О. Мовчана і його активної участі були створені такі спільні підприємства, як українсько-голандське «Інтертурбіна-Патон» (1992 р.) і українсько-американське «Пратт енд Уїтні-Патон» (1993 р.). У 1994 р. було створено державне підприємство «Міжнародний центр електронно-променевих технологій ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України» (МЦ ЕПТ), яке продовжує роботи по розробці нових електронно-променевих технологій та обладнання як для зарубіжних замовників (США, КНР, Канади, Англії), так і для українських, серед яких НПО «Зоря»–«Машпроект» (м. Миколаїв) і ЗМКБ «Прогрес» (м. Запоріжжя).

Поряд зі створенням нових технологій Б.О. Мовчан розробляє і відповідне електронно-променеве обладнання для отримання нових матеріалів і нанесення захисних покриттів. Під його керівництвом було спроектовано та виготовлено 96 електронно-променевих установок різного призначення.

Трудова і наукова діяльність Б.О. Мовчана була відзначена низкою високих урядових нагород, серед яких — Державна премія УРСР в галузі науки і техніки, два ордена Трудового Червоного прапора, Ленінська премія за роботи в області електронно-променевих технологій, орден Леніна, премія Є.О. Патона НАН України. За особистий вагомий внесок у розвиток вітчизняної науки, зміцнення науково-технічного потенціалу України Б.О. Мовчан нагороджений орденом «За заслуги» ІІІ ступеня, орденом Ярослава Мудрого V ступеня, йому присвоєно почесне звання «Заслужений діяч науки і техніки».

Б.О. Мовчан відзначений також зарубіжними почесними дипломами та преміями. У Китаї йому вручений Почесний диплом Міністерства авіаційної промисловості КНР і присвоєно почесне звання професора Пекінського університету аеронавтики та космонавтики. У США отримані два дипломи Американського вакуумного товариства. В 2016 р. Б.О. Мовчану в США булла вручена премія ім. Р.Ф. Банши «За новаторські роботи в області електронно-променевого випаровування і діяльність керівника та наставника на трьох континентах протягом 60 років».

Світла пам'ять про Б.О. Мовчана надовго залишиться в серцях тих, хто його знав, разом з ним працював та жив.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України Міжнародний центр електронно-променевих технологій Редколегія журналу «Сучасна електрометалургія»