

ЗМІСТ

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Протоковілов І.В., Петров Д.А., Порохонько В.Б. Дослідження технологічних особливостей та допустимих тисків процесу ЕШП у вакуумі 3

Петренко В.Л., Стовпченко Г.П., Ткаченко В.А., Коломієць Д.В., Медовар Л.Б. Сучасні датчики рівня рідкого металу для ЕШП в короткому кристалізаторі 10

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

Ахонін С.В., Северин А.Ю., Березос В.О., Пікулін О.М., Глухенький О.І., Бондар О.І. Одержання великогабаритних зливків алюмінідів титану способом ЕПП 18

ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ

Бурнашев В.Р., Никитенко Ю.О., Якуша В.В., Шейко І.В., Жиров Д.М. Деякі аспекти виплавки високоазотистої сталі Х21Г17АН2 у плазмово-дуговій печі 23

ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ СТАЛІ ТА ФЕРОСПЛАВІВ

Мищенко Д.Д., Богаченко О.Г., Судацова В.С., Нейло І.А., Галініч В.І. Вплив TiN та ZrO₂ на фазові перетворення у подвійних системах BaO–ZrO₂(TiN) 27

ЕНЕРГОРЕСУРСОЗБЕРЕЖЕННЯ

Веретільник О.В., Біктагіров Ф.К., Шаповалов В.О., Гнатушенко О.В., Ігнатов А.П. Технології переробки металеві стружки (Огляд) 31

НОВІ МАТЕРІАЛИ

Лобанов Л.М., Асніс Ю.А., Піскун Н.В., Статкевич І.І. Високотемпературні механічні характеристики β-стабілізованого інтерметалідного сплаву системи TiAl після індукційної зонної плавки 39

Курапов Ю.А., Дідікін Г.Г., Литвин С.С., Романенко С.М., Борецький В.В. Електронно-променева технологія отримання конденсатів NaCl–Ag, NaCl–Cu та синтез колоїдних систем на їх основі 44

ІНФОРМАЦІЯ

Дуплексні нержавіючі сталі 53

Установки ЕПЗ для гранульної металургії 56

М.І. Зініграду — 75! 57

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ, м. Київ:

С.В. Ахонін (головний редактор),

В.О. Березос, В.А. Костін, І.В. Кривцун,

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, Аріельський університет, 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. Снегірєва

Адреса

ІЕЗ 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 за спеціальностями 132, 133

Наказ МОН України № 409 від 17.03.2020

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

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, 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. Ovchynnikov, Zaporozhye National Technical University, Ukraine,

G.F. Tavazde, Ferdinand Tavazde 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 in specialties 132, 133

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020

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).

CONTENTS
ELECTROSLAG TECHNOLOGY
Protokovilov I.V., Petrov D.A., Prokhonko V.B. Investigation of the technological features and admissible pressures of the process of vacuum ESR 3

Petrenko V.L., Stovpchenko G.P., Tkachenko V.A., Kolomiets D.V., Medovar L.B. Modern sensors of liquid metal level for ESR in a short collar mould 10

ELECTRON BEAM PROCESSES
Akhonin S.V., Severin A.Yu., Berezos V.O., Pikulin O.M., Glukhenkii O.I., Bondar O.I. Producing large-sized ingots of titanium aluminides by EBM method 18

PLASMA-ARC TECHNOLOGY
Burnashev V.R., Nikitenko Yu.O., Yakusha B.B., Sheiko I.V., Zhirov D.M. Some aspects of melting high-nitrogen steel Kh21G17AN2 in plasma arc furnace 23

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS
Mishchenko D.D., Bogachenko A.G., Sudavtsova V.S., Neilo I.A., Galinich V.I. Influence of TiN and ZrO₂ on phase transformations in BaO–ZrO₂ (TiN) binary systems 27

ENERGY-RESOURCES SAVING
Veretilnik O.V., Biktagirov F.K., Shapovalov V.O., Gnatushenko O.V., Ignatov A.P. Technology of processing metal chips (Review) 31

NEW MATERIALS
Lobanov L.M., Asnis E.A., Piskun N.V., Statkevich I.I. High-temperature mechanical properties of β-stabilized intermetallic alloy of TiAl system after induction zone melting 39

Kurapov U.A., Didikin G.G., Litvin S.E., Romanenko S.M., Boretsky V.V. Electron beam physical vapour deposition for preparation of NaCl–Ag and NaCl–Cu condensates, and synthesis of colloid systems on their basis 44

INFORMATION

Duplex stainless steels 53

EBW equipment for granular metallurgy 56

M.I. Zinigrad — 75! 57

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ И ДОПУСТИМЫХ ДАВЛЕНИЙ ПРОЦЕССА ЭШП В ВАКУУМЕ

И.В. Протокивиллов, 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

Приведены результаты экспериментальных исследований особенностей процесса электрошлакового переплава в условиях вакуума при переплаве стальных и титановых расходуемых электродов в электрошлаковой печи камерного типа с использованием фторидно-оксидных и солевых флюсов. Установлено, что по мере снижения давления в плавильном пространстве печи происходит снижение тока плавки, увеличение амплитуды его колебаний и последующее нарушение стабильности электрошлакового процесса, вызванное закипанием шлаковой ванны. Установлено, что уровень критического давления, при котором происходит закипание ванны, зависит от состава флюса и электрических режимов, определяющих мощность процесса ЭШП. Для солевых флюсов типа АН-Т1 и АН-Т4 уровень критического давления составляет порядка 12...22 и 15...26 кПа соответственно, а для фторидно-оксидных флюсов АНФ-1, АНФ-6, АНФ-28 — 3...15 кПа. Показано, чем выше мощность переплава, тем при более высоком давлении происходит закипание флюса. Библиогр. 12, табл. 1, рис. 5.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; камерная печь; вакуум; флюс; кипение; ток плавки; напряжение

Несмотря на то, что одна из первых печей ЭШП была камерного типа, впоследствии электрошлаковый переплав развивался преимущественно как открытый процесс, когда плавление и затвердевание металла осуществляются на воздухе при атмосферном давлении [1]. В связи с этим давление в плавильном пространстве, в том числе уровень вакуума, как параметр управления электрошлаковым процессом практически не рассматривался.

Сегодня номенклатура переплавляемых сплавов ЭШП материалов изменилась в сторону сложнолегированных сплавов, в том числе таких, в состав которых входят легкоокисляемые легирующие элементы Ti, Cr, Ni, Zr и др. Переплав таких материалов требует принятия специальных мер для предотвращения их взаимодействия с атмосферой воздуха [1, 2].

При ЭШП используют два варианта организации газовой защиты плавильного пространства. Первый вариант, наиболее распространенный, заключается в использовании защитного кожуха, который позволяет подавать в зону плавки инертный газ и вести процесс в инертной атмосфере. При этом давление в плавильном пространстве равно атмосферному или незначительно превышает его.

Второй вариант связан с использованием полностью герметичных, камерных печей, позволяющих проводить процесс плавки в контролируемой атмосфере в условиях повышенного давления или вакуума.

К печам второго типа относятся печи, специально спроектированные для ведения процесса

при избыточном давлении. Они предназначены для выплавки высокоазотистых сталей и позволяют работать в производственных условиях при давлениях до 3,0...4,2 МПа, а в лабораторных — до 7,0 МПа [3, 4]. Такое повышенное давление в плавильном пространстве позволяет получать стали с содержанием азота в виде твердого раствора, существенно превышающем равновесное [3–5]. Также имеются сведения, что использование ЭШП под давлением, по сравнению с традиционным ЭШП, обеспечивает более плотный по структуре слиток, менее развитую дендритную структуру и уменьшение угара компонентов сплава [6].

Что касается исследований процесса ЭШП в вакууме, то таких публикаций значительно меньше. В информационном буклете компании ALD, лидирующего поставщика оборудования и технологий в сфере вакуумной металлургии, есть сведения о печах ЭШП для плавки в условиях вакуума [7]. Отмечается, что ЭШП в вакууме объединяет преимущества процессов ЭШП и ВДП: отсутствует проблема окисления расплава, создаются возможности для удаления водорода и азота, снижается опасность возникновения сегрегационных дефектов. Указывается, что данный процесс может быть использован для переплава суперсплавов на никелевой основе и титана. Однако сведения о технических характеристиках печей, диапазоне используемого вакуума, а также о практическом их применении отсутствуют.

В публикации [8] представлены результаты исследований влияния состава шлака и уровня вакуума

И.В. Протокивиллов — <https://orcid.org/0000-0002-5926-4049>, Д.А. Петров — <https://orcid.org/0000-0003-2937-9299>,

В.Б. Порохонько — <https://orcid.org/0000-0002-6490-7221>

ма на химический и газовый состав переплавляемой конструкционной стали 21CrMoV5-7. Работы выполняли с целью оценки возможности применения различных шлаковых систем для ЭШП в условиях вакуума. При этом экспериментальные исследования авторы проводили в существенно отличных от ЭШП условиях. В частности, электрошлаковый процесс имитировали путем переплава металла в тигле из диоксида циркония в вакуумной индукционной печи с подачей шлака на поверхность расплавленного металла. Как только шлак полностью расплавлялся давление в печи снижали до тех пор, пока не наблюдали сильное пузырение шлака. Исследовали четыре состава шлака (два оксидных и два фторидно-оксидных) и три диапазона давлений 70, 20 и 0,5 кПа. Установлено, что для всех составов шлака кипение начиналось при достижении давления 0,5 кПа. Также выявлено значительное снижение содержания кислорода в стали по сравнению с исходным металлом. При этом зависимость конечного содержания кислорода от давления наблюдалась только при плавлении под оксидными шлаками. Эксперименты в условиях натурального ЭШП авторы не проводили.

В последнее время китайскими специалистами опубликовано ряд работ, посвященных процессу ЭШП в вакууме [9–12].

В работе [9] изучали испарение фтора из шлаков системы $\text{CaF}_2\text{--CaO--Al}_2\text{O}_3$, предназначенных для вакуумного ЭШП. Эксперименты проводили с использованием метода термогравиметрии, основанного на регистрации изменения массы образца в зависимости от его температуры. Исследовали 5 составов шлаков. Образцы шлака массой 30 мг нагревали до 1400 °С в платиновом тигле диаметром 6,7 мм, высотой 4 мм и выдерживали в течение 30-ти минут. Эксперименты проводили только в атмосфере аргона. Анализировали химические составы шлаков до и после экспериментов, а также состав отложений, конденсирующихся на стенках крышки. Показано, что в процессе нагрева флюса происходит интенсивное испарение фтора, при этом основным летучим продуктом является AlF_3 , обладающий высокой упругостью пара. На основании проведенных экспериментов для вакуумного ЭШП из исследуемых флюсов рекомендован флюс 30 $\text{CaF}_2\text{--}33,9 \text{ CaO--}36,1 \text{ Al}_2\text{O}_3$, показавший самую низкую электропроводность, низкую скорость испарения и наибольшую сульфидную емкость. В целом отмечается, что интенсивное испарение фтора является основной проблемой реализации процесса ЭШП в вакууме.

В работах [10–12] изучали влияние вакуума на степень рафинирования и микроструктуру

стальных слитков ЭШП. Исследования проводили путем численного моделирования и натуральных экспериментов. Последние выполняли при переплаве стального электрода диаметром 120 мм в кристаллизаторе диаметром 200 мм под флюсом 42,9 $\text{CaF}_2\text{--}28,8 \text{ CaO--}27,1 \text{ Al}_2\text{O}_3\text{--}0,4 \text{ SiO}_2\text{--}0,5 \text{ FeO--}0,3 \text{ C}$. Для уменьшения эффекта испарения фтора из шлака давление в камере печи поддерживали на уровне не ниже 20 кПа [10].

Установлено, что по сравнению со сталями, переплавляемыми в атмосфере воздуха и аргона, сталь, переплавляемая в вакууме, имеет более высокую чистоту по содержанию кислорода, алюминия, серы и неметаллических включений. Снижение содержания кислорода авторы связывают с раскислением стали углеродом с образованием газа CO, которое в условиях вакуума начинается уже при 1635 °С и происходит более интенсивно, а также со снижением повторного окисления стали. Более низкое содержание алюминия, по мнению авторов, обусловлено снижением активности Al_2O_3 в расплавленном шлаке, вызванным испарением фтора. В свою очередь, снижение содержания в стали алюминия способствует уменьшению количества и размеров включений Al_2O_3 . Также отмечается, что в условиях вакуума достигается высокая скорость десульфурации, поскольку содержание кислорода является наименьшим, а выделение CO, образованного в результате раскисления стали, ускоряет массоперенос.

Кроме этого, авторы зафиксировали эффект измельчения микроструктуры слитка, полученного вакуумным ЭШП. Так, расстояние между ветвями дендритов второго порядка в слитке вакуумного ЭШП составило 72 мкм, а в аналогичном слитке, полученном в атмосфере аргона — 104 мкм. Такой эффект авторы объясняют более равномерным распределением температуры в ванне расплавленного шлака, выравниванием фронта кристаллизации и увеличением локальной скорости затвердевания, вызванными интенсификацией гидродинамических потоков шлака в результате испарения фторидов и выделения CO. Также отмечается уменьшение общей площади и размеров первичных карбидов. В результате указанных выше эффектов, сталь, обработанная вакуумным ЭШП, имеет более высокие механические свойства при испытаниях на растяжение.

В целом, в работах [9–12] практически нет информации о технологических особенностях процесса ЭШП в вакууме, диапазоне допустимых давлений при использовании различных флюсов, влиянии вакуума на стабильность процесса и режимы переплава. Отмечается лишь то, что для

обеспечения стабильности расплавленного шлака уровень давления рекомендуется поддерживать не ниже 10 кПа [12].

Анализируя имеющиеся литературные сведения можно сделать вывод, что основной проблемой реализации процесса ЭШП в вакууме является закипание шлака, вызванное интенсивным испарением легколетучих соединений, прежде всего фторидов. Закипание шлака и вызванная этим явлением нестабильность не позволят вести процесс ЭШП в вакууме при давлениях, используемых, например, при вакуумно-дуговом переплаве (ВДП), когда давление в печи поддерживают на уровне $<0,0013$ кПа ($<1,3$ Па) или тем более при давлениях, используемых в процессе электронно-лучевой плавки (ЭЛП). Поэтому уровень минимально допустимого давления в процессе ЭШП гораздо выше и ограничивается так называемым низким вакуумом (от $1 \cdot 10^5$ до $3,3 \cdot 10^3$ Па).

Очевидно, что уровень допустимого при ЭШП вакуума зависит от состава используемого флюса. При этом высокая летучесть фторидных соединений дает основание полагать, что с увеличением содержания во флюсе фторидов (прежде всего CaF_2) уровень минимально допустимого давления будет повышаться. То есть солевые флюсы (на основе фторидов и хлоридов) меньше подходят для вакуумного ЭШП нежели фторидно-оксидные или чисто оксидные флюсы.

Помимо переплава стали вакуумный ЭШП представляет интерес для выплавки сплавов на основе титана. Это связано с потенциальной возможностью дегазации титана в процессе переплава, прежде всего удаления водорода, вызывающего охрупчивание металла. Такая возможность обусловлена тем, что растворимость водорода в титане является обратимой и этот газ можно удалить почти полностью отжигом или переплавом в вакууме.

Известно, что использование флюсов, содержащих оксиды, при ЭШП титана недопустимо. Для этих целей используются солевые флюсы на основе фторидов и хлоридов щелочных и щелочноземельных металлов. Учитывая высокую упругость пара таких соединений, встает вопрос о возможности реализации вакуумного ЭШП с использованием указанных флюсов и диапазоне допустимых давлений, не вызывающих дестабилизацию электрошлакового процесса.

Цель данной работы заключалась в изучении технологических особенностей процесса ЭШП в вакууме и определении диапазона давлений, допустимых при использовании фторидно-оксидных и солевых флюсов.

Методика проведения экспериментов. Схема экспериментальной установки для ЭШП в вакууме приведена на рис. 1. Опытные плавки проводили в электрошлаковой печи камерного типа при переплаве стальных (Ст3) и титановых (ВТ1) расходоуемых электродов диаметром 36...54 мм в медных водоохлаждаемых кристаллизаторах с внутренним диаметром 65 и 85 мм.

Эксперименты проводили следующим образом. После монтажа электрода и засыпки флюса печь герметизировали, откачивали воздух и затем плавильное пространство заполняли аргоном до атмосферного давления. Электрошлаковый процесс начинали с использованием твердого старта. После наведения шлаковой ванны и выхода на установившиеся режимы плавки включали вакуумный насос и плавно снижали давление в камере печи. После достижения критического минимального давления, при котором ток плавки дестабилизировался, нарушалась устойчивость электрошлакового процесса и флюс начинал закипать, вакуумную систему отключали и в камеру печи подавали аргон. За счет поднятия давления в плавильном пространстве электрошлаковый процесс стабилизировался и эксперимент продолжали дальше. При этом изменяли электрическое напряжение на ванне и повторяли описанный выше цикл снижения давления, но уже при другой мощ-

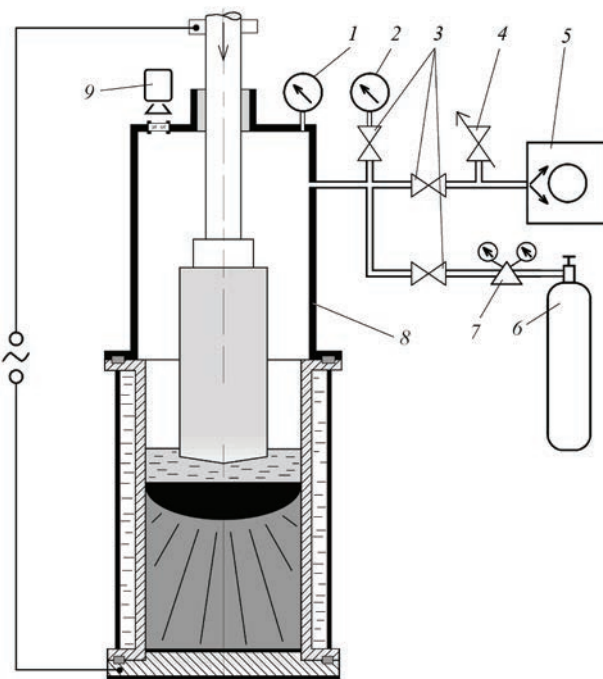


Рис. 1. Схема экспериментальной установки для ЭШП в вакууме: 1 — мановакуумметр; 2 — вакуумметр ионизационный; 3 — вакуумные вентили; 4 — натекаТЕЛЬ; 5 — вакуумный насос; 6 — баллон с аргоном; 7 — газовый редуктор с ротаметром; 8 — камера печи; 9 — устройство видеонаблюдения

Хімічний склад досліджуваних флюсів, мас. %

Марка флюса	CaF ₂	Al ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	MgO	SrCl ₂
АНФ-1	>90	≤3	≤5	≤2,5	–	–
АНФ-6	Основа	25...31	≤8	–»–	–	–
АНФ-28	41...49	≤5	26...32	20...24	≤5	–
АН-Т1	100	–	–	–	–	–
АН-Т4	85	–	–	–	–	15

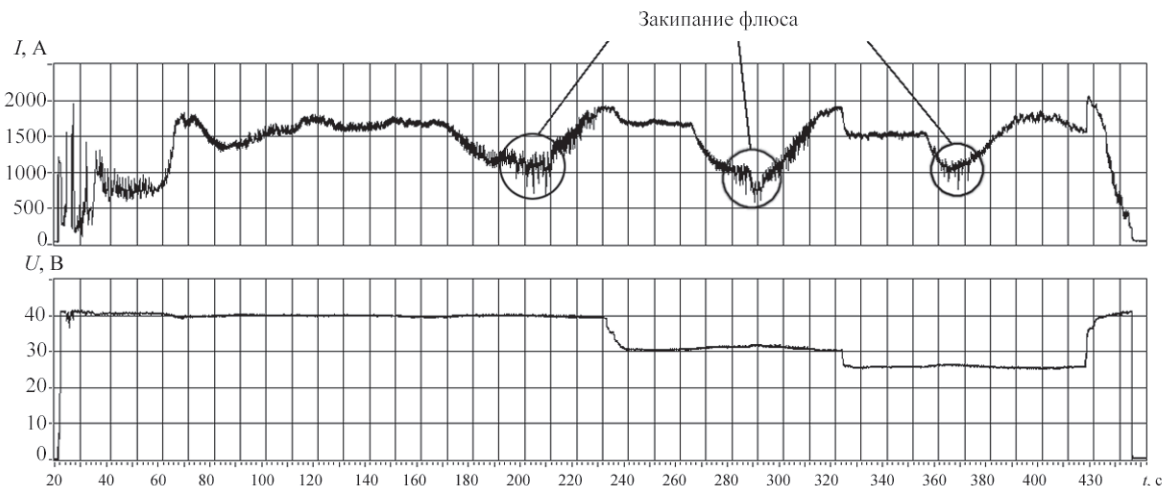


Рис. 2. Регистрограми току та напруги процесу ЕШП в вакуумі: $d_{сл.} = 40$ мм; $d_{кр.} = 65$ мм; флюс — АНФ-6

ности переплава. Напряжение в процессе плавки изменяли в пределах 20...40 В, а ток плавки, за счет изменения скорости подачи электрода, поддерживали на уровне 1300...1700 А при выплавке слитков диаметром 65 мм и 2500...2800 А — 85 мм. Экспериментальные плавки проводили с использованием флюсов АНФ-1, АНФ-6, АНФ-28 (ГОСТ 30756-2001) и флюсов АН-Т1, АН-Т4, изготовленных путем смешивания исходных компонентов квалификации «Ч» (таблица).

Результаты экспериментов и их бсуждение.

Проведенные эксперименты показали, что степень разряднения в плавильном пространстве оказывает значительное влияние на электрические режимы плавки и стабильность электрошлакового процесса

(рис. 2). Для всех исследуемых флюсов существовало минимальное давление, ниже которого нарушалась стабильность электрошлакового процесса и флюс закипал. Причем уровень этого давления зависел не только от состава флюса, но и от электрических режимов, определяющих мощность ЭШП. Чем выше была мощность переплава, тем при более высоком давлении закипал флюс (рис. 3).

Во всех случаях снижение давления в камере печи в диапазоне от атмосферного (101 кПа) до 40 кПа не оказывало заметного влияния на стабильность электрошлакового процесса. При этом отмечалось некоторое снижение тока плавки в среднем на 5...25 %. Дальнейшее понижение давления приводило к постепенной дестабилизации тока плавки, проявляющейся в увеличении амплитуды его колебаний. Визуальное наблюдение за поверхностью шлаковой ванны показывало, что при этом ее гидродинамическая активность увеличивалась, скорость потоков шлака повышалась, а колебания поверхности становились более интенсивными. При достижении критического минимального давления уровень шлака повышался (ванна как бы поднималась), появлялись выбросы шлака и он начинал закипать. Ток плавки при этом становился нестабильным (рис. 2).

Последующее целенаправленное снижение электрического напряжения на ванне и увеличение (за счет подачи аргона) давления в камере печи позволяло вновь стабилизировать электро-

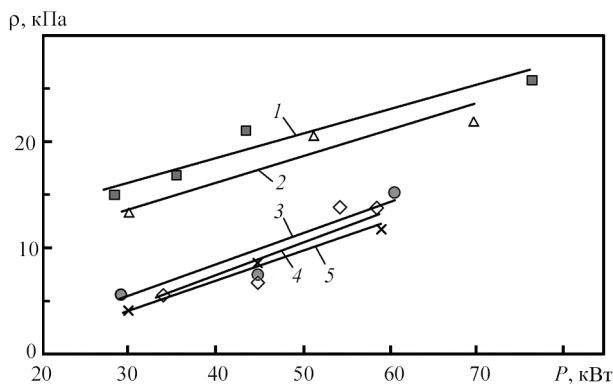


Рис. 3. Влияние мощности процесса ЭШП на давление закипания различных флюсов: 1 — АН-Т4; 2 — АН-Т1; 3 — АНФ-28; 4 — АНФ-1; 5 — АНФ-6

шлаковый процесс. При дальнейшем проведении эксперимента с более низким напряжением на ванне и мощностью переплава, описанная выше картина повторялась, но закипание флюса происходило при более низких значениях давления в плавильном пространстве.

Момент закипания флюса и дестабилизации тока плавки отражался на поверхности слитка в виде характерных пережимов (гофр) (рис. 4). При использовании флюса АНФ-1 такие дефекты были выражены в большей степени (рис. 4, а), нежели при плавке под флюсом АНФ-6 (рис. 4, б), что объясняется более высокой вязкостью и более широким температурным интервалом затвердевания последнего.

Для каждого исследуемого флюса уровень критического давления, при котором ванна закипала, отличался. Для солевых флюсов он был наибольшим и составлял порядка 15...26 кПа для АН-Т4 и 12...22 кПа для АН-Т1. Использование фторидно-оксидных флюсов АНФ-1, АНФ-6 и АНФ-28 позволило вести процесс ЭШП при более низких значениях давления, которое для этих флюсов составляло 3...15 кПа (рис. 3). При этом отличительной особенностью использования флюса АНФ-28 в условиях вакуума было периодическое появление дуговых разрядов, частота которых увеличивалась с ростом степени разряджения в плавильном пространстве. При использовании остальных флюсов появление дуговых разрядов не наблюдалось.

Зависимость давления, при котором флюс закипал, от мощности процесса ЭШП объясняется следующим. Как известно процесс кипения (интенсивного парообразования) зависит от давления и температуры. С ростом давления температура кипения увеличивается, а с понижением — уменьшается. В свою очередь температура шлаковой ванны при ЭШП определяется вкладываемой мощностью. Чем выше последняя, тем выше температура шлаковой ванны. Таким образом, при снижении мощности ЭШП уменьшается температура шлаковой ванны и ее закипание происходит при более низком давлении.

На рис. 5 приведены фрагменты шлаковой корки, отобранные после ЭШП в условиях вакуума. Несмотря на то, что после окончания процесса плавки и отключения напряжения процесс кипения шлака преимущественно прекращался, в шлаковой корке обнаружено большое количество пор разных размеров, что свидетельствует об интенсивных процессах газовой выделении в шлаковой ванне.

Проведенные исследования показали возможность ведения процесса ЭШП в вакууме с использованием фторидно-оксидных и солевых флюсов.



Рис. 4. Гофры на поверхности слитков ЭШП (показаны стрелками), вызванные закипанием флюса и падением тока плавки: а — флюс АНФ-1; б — флюс АНФ-6

Необходимо подчеркнуть, что полученные диапазоны допустимых давлений являются граничными, ниже которых нарушается стабильность электрошлакового процесса. Поэтому при выборе режимов ЭШП в вакууме для гарантированного обеспечения стабильности процесса следует ориентироваться на более высокие значения давления — ≤ 30 кПа для солевых флюсов и ≤ 20 кПа для фторидно-оксидных.

Также необходимо учитывать, что описанные выше эксперименты были проведены при выплавке слитков диаметром 65 и 85 мм. Можно предположить, что при ЭШП слитков промышленных размеров уровень допустимых давлений может отличаться от полученных в данной работе в сторону более низких значений. Это связано с тем, что с увеличением диаметра выплавляемого слитка плотность тока на оплавленном торце расходуемого электрода и в шлаковой ванне уменьшается. Соответственно локальный перегрев приэлектродных участков бу-

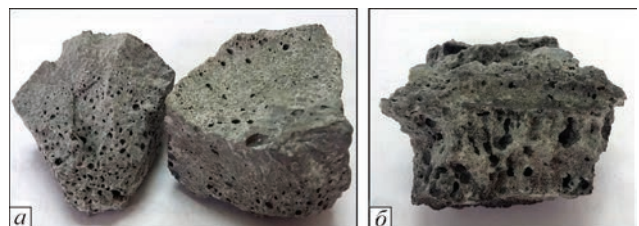


Рис. 5. Фрагменты шлаковой корки после ЭШП в условиях вакуума с использованием различных флюсов: а — АНФ-28; б — АН-Т4

дет меньше, что позволит вести процесс ЭШП при более низких значениях давления.

В связи с этим дальнейшие исследования целесообразно направить на изучение процесса вакуумного ЭШП при выплавке слитков больших размеров. Актуальной задачей является также определение влияния вакуума на газовый состав выплавляемых сплавов, в том числе и титановых.

Выводы

1. Показана возможность проведения процесса ЭШП в вакууме с использованием фторидно-оксидных и солевых флюсов. При этом для каждого состава флюса существует минимальное давление, ниже которого нарушается стабильность электрошлакового процесса вследствие закипания шлаковой ванны.

2. Установлено, что уровень критического давления, при котором происходит закипание шлаковой ванны, для солевых флюсов типа АН-Т1 и АН-Т4 составляет 12...22 и 15...26 кПа соответственно, а для фторидно-оксидных флюсов АНФ-1, АНФ-6, АНФ-28 — 3...15 кПа.

3. Установлено, что давление закипания флюса при ЭШП в вакууме зависит от состава флюса и электрических режимов, определяющих мощность процесса. Чем выше мощность переплава, тем при более высоком давлении происходит закипание флюса.

Список литературы

1. Медовар Л.Б., Троянский А.А., Саенко В.Я. и др. (2005) О новом подходе к конструкции камерных печей ЭШП. *Современная электрометаллургия*, **2**, 15–17.
2. Медовар Л.Б., Лебедь В.А., Стовпченко А.П. и др. (2012) О реконструкции печей ЭШП. *Там же*, **4**, 3–6.
3. Scholz H., Biebricher U., Carosi A., Poggi D. (2004) An advanced pressurized electroslag remelting process approach at laboratory scale. *7th International Conference on High Nitrogen Steels. Ostend, Belgium*, pp. 317–322.
4. Крылов С.А., Евгенов А.Г., Щербakov А.И., Макаров А.А. (2016) Новая электрошлаковая печь под давлением ДЭШП-0,1: освоение и перспективы развития. *Труды ВИАМ*, **5**, 28–35.
5. Крылов С.А., Евгенов А.Г., Макаров А.А., Тоньшева О.А. (2017) Слиток электрошлакового переплава под давлением. *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журнал*, **51(3)**. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1076
6. Крылов С.А., Макаров А.А., Тоньшева О.А., Мосолов А.Н. (2018) Исследование влияния качества расходного электрода на технологический процесс электрошлакового переплава под давлением высокоазотистых сталей. *Труды ВИАМ*, **69(9)**, 3–11.
7. *ALD vacuum technologies. Electro slag remelting processes and furnaces* (2018). https://www.ald-vt.com/wp-content/uploads/2018/04/ESR_Electro_Slag_Remelting.pdf
8. Radwitz S., Scholz H., Friedrich B. (2013) Investigation of slag compositions and pressure ranges suitable for electro-

slag remelting under vacuum conditions. *Proc. of the Intern. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting, September 22–25, 2013, Austin, Texas*, 87–93.

9. Yu Liu, Zhao Zhang, Guangqiang Li et al. (2018) Investigation of fluoride vaporization from CaF₂-CaO-Al₂O₃ slag for vacuum electroslag remelting. *Vacuum*, **158**, 6–13.
10. Yu Liu, Xijie Wang, Guangqiang Li et al. (2019) Cleanliness improvement and microstructure refinement of ingot processed by vacuum electroslag remelting. *J. of Materials Research and Technology*. <https://www.jmrt.com.br/en-pdf-S223878541931484X>
11. Yu Liu, Xijie Wang, Guangqiang Li et al. (2018) Role of vacuum on cleanliness improvement of steel during electroslag remelting. *Vacuum*, **154**, 351–358.
12. Xuechi Huang, Baokuan Li, Zhongqiu Liu, Mengzhen Li (2020) Numerical study on the effect of vacuum on oxygen transfer in electroslag remelting process. *Ibid.*, **172**.

References

1. Medovar, L.B., Troyansky, A.A., Saenko, V.Ya. et al. (2005) About new approach to designing of ESR chamber furnaces. *Advances in Electrometallurgy*, **2**, 15–17.
2. Medovar, L.B., Lebed, V.A., Stovpchenko, A.P. et al. (2012) About reconstruction of ESR furnaces. *Sovrem. Elektrometall.* **4**, 3–6 [in Russian].
3. Scholz, H., Biebricher, U., Carosi, A., Poggi, D. (2004) An advanced pressurized electroslag remelting process approach at laboratory scale. In: *Proc. of 7th Int. Conf. on High Nitrogen Steels (Ostend, Belgium)*, 317–322.
4. Krylov, S.A., Evgenov, A.G., Shcherbakov, A.I., Makarov, A.A. (2016) New pressure electroslag furnace DESHP-0.1: Mastering and prospects of development. *Trudy VIAM*, **5**, 28–35 [in Russian].
5. Krylov, S.A., Evgenov, A.G., Makarov, A.A., Tonysheva, O.A. (2017) Ingot of pressure electroslag remelting. *Trudy VIAM*, **51(3)**. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1076 [in Russian].
6. Krylov, S.A., A.G., Makarov, A.A., Tonysheva, O.A., Mosolov, A.N. (2018) Investigation of influence of consumable electrode quality on technological process of pressure electroslag remelting of high-nitrogen steels. *Trudy VIAM*, **69(9)**, 3–11 [in Russian].
7. *ALD vacuum technologies. Electro slag remelting processes and furnaces* (2018). https://www.ald-vt.com/wp-content/uploads/2018/04/ESR_Electro_Slag_Remelting.pdf
8. Radwitz, S., Scholz, H., Friedrich, B. (2013) Investigation of slag compositions and pressure ranges suitable for electroslag remelting under vacuum conditions. In: *Proc. of the Intern. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting (September 22–25, 2013, Austin, Texas)*, 87–93.
9. Yu Liu, Zhao Zhang, Guangqiang Li et al. (2018) Investigation of fluoride vaporization from CaF₂-CaO-Al₂O₃ slag for vacuum electroslag remelting. *Vacuum*, **158**, 6–13.
10. Yu Liu, Xijie Wang, Guangqiang Li et al. (2019) Cleanliness improvement and microstructure refinement of ingot processed by vacuum electroslag remelting. *J. of Materials Research and Technology*. <https://www.jmrt.com.br/en-pdf-S223878541931484X>
11. Yu Liu, Xijie Wang, Guangqiang Li et al. (2018) Role of vacuum on cleanliness improvement of steel during electroslag remelting. *Vacuum*, **154**, 351–358.
12. Xuechi Huang, Baokuan Li, Zhongqiu Liu, Mengzhen Li (2020) Numerical study on the effect of vacuum on oxygen transfer in electroslag remelting process. *Ibid.*, **172**.

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ТА ДОПУСТИМИХ ТИСКІВ ПРОЦЕСУ ЕШП У ВАКУУМІ

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

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

Наведено результати експериментальних досліджень особливостей процесу електрошлакового переплаву в умовах вакууму при переплаві сталевих і титанових витратних електродів в електрошлаковій печі камерного типу з використанням фторидно-оксидних і сольових флюсів. Встановлено, що по мірі зниження тиску в плавильному просторі печі відбувається зменшення струму плавки, збільшення амплітуди його коливань і подальше порушення стабільності електрошлакового процесу, викликане закипанням шлакової ванни. Встановлено, що рівень критичного тиску, при якому відбувається закипання ванни, залежить від складу флюсу і електричних режимів, що визначають потужність процесу ЕШП. Для сольових флюсів типу АН-Т1 і АН-Т4 рівень критичного тиску становить близько 12...22 і 15...26 кПа відповідно, а для фторидно-оксидних флюсів АНФ-1, АНФ-6, АНФ-28 — 3...15 кПа. Показано, чим вище потужність переплаву, тим при більш високому тиску відбувається закипання флюсу. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: електрошлаковий переплав; камерна піч; вакуум; флюс; кипіння; струм плавки; напруга

INVESTIGATION OF THE TECHNOLOGICAL FEATURES AND ADMISSIBLE PRESSURES OF THE PROCESS OF VACUUM ESR

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

The paper presents the results of experimental studies of the features of vacuum electroslag remelting process at remelting of steel and titanium consumable electrodes in a chamber-type electroslag furnace, using fluoride-oxide and salt fluxes. It was found that pressure lowering in the furnace melting space results in decrease of melting current, increase of its oscillation amplitude and subsequent violation of the stability of the electroslag process, caused by slag pool boiling. It was determined that the critical pressure level, at which pool boiling occurs, depends on flux composition and electric modes, determining the power of the ESR process. For salt fluxes of AN-T1 and AN-T4 type, the critical pressure level is equal to approximately 12...22 and 15...26 kPa, respectively, and for ANF-1, ANF-6, ANF-28 fluoride-oxide fluxes it is 3...15 kPa. It is shown that the higher is the remelting power, the higher the pressure, at which flux boiling occurs. Ref. 12, Tabl. 1, Fig. 5.

Keywords: electroslag remelting; chamber furnace; vacuum; flux; boiling; melting current; voltage

Поступила в редакцію 16.03.2020

ЖУРНАЛИ для професіоналів



Видається з 1989 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 0235-3474
doi.org/10.15407/tdnk
Передплатний індекс 74475



Видається з 1948 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0005-111
doi.org/10.15407/as
Передплатний індекс 70031



Видається з 1985 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 2415-8445
doi.org/10.15407/sem
Передплатний індекс 70693

Журнали входять до Переліку наукових фахових видань України

(380-44) 200-8277
journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

СУЧАСНІ ДАТЧИКИ РІВНЯ РІДКОГО МЕТАЛУ ДЛЯ ЕШП В КОРОТКОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

В.Л. Петренко¹, Г.П. Стовпченко^{1,2}, В.А. Ткаченко¹, Д.В. Коломієць¹, Л.Б. Медовар¹

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua
²Інжинірингова компанія ПП «ЕЛМЕТ-РОЛ». 03150, м. Київ, а/с 259, Україна. E-mail: office@elmet-roll.com.ua

Розглянуто можливості та обмеження існуючих типів датчиків положення границі розділу металеві і шлакової ванни при електрошлаковій виплавці зливків різного розміру з їх витягуванням з короткого кристалізатора. Запропоновано та випробувано індукційний датчик рівня вбудованого типу власної розробки, який дозволяє вимірювати розташування границі шлак–метал з високою точністю. Включення сигналу датчика рівня ДУИ-20 в систему управління піччю дає можливість вести стабільний технологічний процес в автоматичному режимі і виробляти суцільні, порожнисті і наплавлені електрошлакові зливки найвищої якості в коротких (постійного перерізу, Т-подібних і струмопідвідних) кристалізаторах. Бібліогр. 23, рис. 3.

Ключові слова: датчик рівня; межа розділу шлак–метал; електрошлаковий переплав; короткий кристалізатор; система управління

Поява потужних комп'ютерів і програмних засобів сьогодні дозволяють збирати, накопичувати і аналізувати великі масиви даних, що дає змогу впроваджувати ефективні системи керування для здійснення та оптимізації ходу технологічних процесів. Сучасні системи управління складними машинами і установками конструюють таким чином, щоб виключити можливість помилки оператора, вести енергоефективний, стабільний технологічний процес в автоматичному режимі, що гарантує отримання продукції високої і відтворюваної якості [1–3].

Сьогодні управління процесом електрошлакового переплавлення ведеться шляхом вимірювання і передачі до потужного контролера великої кількості змінних значень показників роботи печі і виведення з контролера керуючих дій для коригування тих чи інших технологічних параметрів. Системи управління печей ЕШП, які проектує компанія ЕЛМЕТ-РОЛ [3] забезпечують їх повну функціональність шляхом вирішення наступних задач:

моніторинг, аналіз та автоматичне управління процесом переплавлення в режимі реального часу;

он-лайн обчислення та розрахунок параметрів управління та налаштування периферійних автоматизованих регуляторів;

моніторинг та автоматичне управління системами водоохолодження та подачі захисного газу, механізми подачі та зміни електрода і витягування зливка при плавці в короткий кристалізатор і т. п.;

централізований контроль, накопичення та збереження всіх змінних даних;

функції діалогу людина–машина (Human Machine Interface), візуалізація технологічних параметрів, ор-

ганізація ефективного реагування на проблеми і подання відповідних тривожних сигналів.

Невід'ємною складовою систем управління печей ЕШП є різноманітні датчики, які вимірюють та переробляють параметри процесу переплаву і роботи механізмів в електричні сигнали, які передаються до контролера. Сучасні печі ЕШП зазвичай оснащені датчиками, що вимірюють вагу електрода, електричні параметри процесу (струм і напругу на джерелі живлення та електродотримачеві), температуру електрода, поверхню шлаку і зливка, швидкість подачі електрода в шлакову ванну, температуру та витрату охолоджуючої води, витрату захисного газу, наявність в приямку кисню, тощо. Окрім безпосереднього вимірювання і врахування різних фізичних величин система управління (СУ) ще й обраховує деякі показники, які неможливо безпосередньо виміряти (створюючи так звані програмні датчики, наприклад, положення торця електрода в шлаковій ванні).

При ЕШП з витягуванням зливка точне і постійне вимірювання рівня ванни рідкого металу в кристалізаторі закладає фундамент безпечної роботи печі, оскільки запобігає переливам шлаку та проривам сталі, що є конче необхідним для одержання гладкої поверхні зливка для переробки ковкою або прокаткою без обдирання та зачищення. У даній роботі проаналізовано переваги та недоліки різних типів датчиків рівня шлакової ванни і рідкого металу, що використовують при ЕШП в короткому кристалізаторі, та деякі перспективні рішення, що застосовуються в МБЛЗ, а також запропоновано схему вимірювань та надано характеристики індуктивного

В.Л. Петренко — <https://orcid.org/0000-0003-2440-1901>, Г.П. Стовпченко — <https://orcid.org/0000-0002-6555-5715>,

Л.Б. Медовар — <https://orcid.org/0000-0003-2077-5965>

датчика рівня рідкого металу власної розробки, який успішно пройшов перевірку в лабораторних та промислових умовах в Україні та за кордоном.

Датчики рівня розплаву в кристалізаторі. Рівень шлаку в печах ЕШП попереднього дизайну та в машинах безперервного лиття був візуально видимим і його визначення можна було виконати простими методами, такими як контроль за шкалою на стінці кристалізатора або вимірювання лінійкою. Однак при веденні процесу в закритій камері, як це передбачено в сучасних печах ЕШП, або з наддувом захисного газу такі вимірювання стають незручними і неточними, тож сьогодні з цією метою використовують різноманітні датчики.

Датчики контактного типу. Найбільш простим пристроєм, здатним контролювати рівень розплаву в кристалізаторі, є контактний датчик, що являє собою металевий або футерований стрижень. Стрижень встановлюють вертикально з наближенням нижнього торця до ванни розплаву і під'єднують до приладу, який сигналізує про появу струму при замиканні електричного ланцюга при контакті стрижня з рідким шлаком/металом.

Дуже простий за конструкцією такий датчик однак є недовговічним та ненадійним. По-перше, тривале перебування в зоні високих температур знижує механічні властивості стрижня, який може ще й окислюватися, а по-друге, при контакті зі шлаком на торці такого стрижня утворюється твердий шар шлаку (рідше — металу), який в подальшому перешкоджає або суттєво затримує відклик при наступному підйомі шлаку (на розплавлення кірки витрачається час).

Контактні датчики не придатні для постійного контролю в системі управління пиччу, тому їх зазвичай використовують в якості додаткового аварійного приладдя для запобігання надмірного підйому рівня металу в кристалізаторі.

Радарні датчики рівня шлакової ванни. Радарні датчики за діапазоном робочих частот поділяють на ультразвукові та мікрохвильові. Високочастотне електромагнітне випромінювання у вигляді вузькоспрямованого імпульсу направляють у бік контрольованого об'єкта. Відстань від датчика до нього визначається за різницею в часі між прямим та відбитим сигналом. Датчик встановлюють таким чином, щоб спрямувати генеруючий імпульс перпендикулярно до поверхні дзеркала ванни.

Про використання таких датчиків в своїх печах ЕШП повідомляє, наприклад, компанія INTECO (Австрія). Для точного виявлення та контролю рівня рідкої шлакової ванни ними розроблено спеціальний радіолокаційний датчик рівня шлакової ванни, який (за повідомленням виробника)

вже використовується в промисловості. Попередній спосіб визначення рівня шлакової ванни був заснований на розрахунку вільного борту з залученням параметрів, які мали відхилення, що вело до деяких недоліків і неточностей контролю процесу. Завдяки використанню радарної системи контролю можливо постійно мати інформацію про рівень шлакової ванни. Це дає більш точний контроль процесу, в тому числі забезпечує автоматичний старт і роботу механізму витягування з попередньо встановленим рівнем шлакової ванни [4].

Перевагою радарних вимірювань є те, що наявність пилу, випаровувань і пари не впливають на радіолокаційні сигнали і вони можуть забезпечити точність в межах міліметрів навіть при відстані до 400 м. Радари не мають рухомих частин або скляних поверхонь, тому їх легко обслуговувати. Система здатна зчитувати щонайменше 40 вимірювань в секунду і вони можуть передаватися контролеру ПЛК або системам автоматичного управління другого рівня за допомогою різних протоколів [5].

При безперервному литті, де товщина шлаку є меншою, радарні датчики дозволяють вимірювати розташування дзеркала металу з невеликою погрешністю та навіть визначати рівень шлаку і металу. Так, авторами роботи [6] було продемонстровано, що надширококутний радіолокаційний система з пропускну здатністю понад 20 ГГц у поєднанні з великою попередньою обробкою даних здатна виявляти та розрізняти відбиття від сталі та розливної суміші в кристалізаторі. Показано, що вимірювання рівня рідкої сталі на основі системи RADAR досягають точності 1 мм роздільної здатності в робочому діапазоні понад 150 мм.

Слід відмітити, що системи з пропускну здатністю в діапазоні 20 ГГц вимагають використання великих антен і дають промінь з широким кутом розкриття і тому сьогодні більш вживаними є ті, що працюють з пропускну здатністю 80...120 ГГц, для яких кут становить 2...6°.

Тобто наявний прогрес дозволяє сподіватися, що використання радарних датчиків і сучасних систем обробки даних дозволить в майбутньому їх використання при ЕШП не тільки для точного визначення положення поверхні шлакової ванни, але й границі шлак–метал.

Оптично-пасивні та активні (лазерні) датчики. Контроль рівня поверхні ванни в кристалізаторі може бути здійснено і за допомогою відеокамери або тепловізора з подальшою обробкою рівнів яскравості і/або температурного поля та їх перерахунку на розташування рівня поверхні шлаку.

Спеціалістами компанії «SMS group GmbH» [7] розроблено нову технологію вимірювання рівня

рідкого металу в кристалізаторі МБЛЗ, яка базується на використанні оптичного скляного волокна з решітками Fibre Bragg. Загалом 12 оптичних волокон, кожне з яких має 10 індивідуальних точок вимірювання температури, зчитуються спектрометром одночасно. У порівнянні з використанням термопар при цьому способі значно менше кабелів, а сигнал датчика набагато більш динамічний і на нього не впливає робота установки електромагнітного переміщення. Такий спосіб може бути перспективним і для ЕШП, оскільки дає широку зону контролю, що може допомогти утримувати границю шлак–метал.

Основною перевагою оптичного методу вимірювання є можливість розташування вимірювальної установки на віддаленні від кристалізатора в зручному для цього місці. Однак слід враховувати, що віддалення приладу вносить похибку виміру, яка посилюється при значному задимленні простору над кристалізатором, що є характерним для ЕШП, крім того прозорість розплавленого шлаку є обмеженою і змінною в ході процесу.

Різновидом оптичного датчика є лазерний, який передбачає триангуляційний вимір плям лазерних променів на поверхні розплавленого металу, що спостерігаються спеціальною оптичною системою з матрицею в складі датчика. Заявлена робоча температура для вимірюваного металу становить до 1000 °С, що робить його придатним тільки для роботи з металами з низькою температурою плавлення, наприклад з алюмінієм [8].

Провідний виробник оптичних датчиків компанія «Ergolines» розробила нову оптичну систему (OPD), яка дозволяє контролювати в реальному часі товщину порошку та рівень сталі при безперервному литті. У той час як мультиспектральна камера контролює витрату порошку шляхом спеціальної обробки зображень, лазерний сканер служить пристроєм управління первинним рівнем [9].

Аналогічний підхід напевно можна використати для встановлення часу додавання порцій свіжого шлаку при ЕШП при комбінації оптичного датчика з радіаційним чи індуктивним сенсором, який би контролював положення границі шлак–метал.

Тож використання оптичних датчиків для визначення розташування рівня шлаку є можливим, але точність вимірювання і відтворення результатів при їх використанні обмежені температурою металу/шлаку і істотно залежать від прозорості газового середовища над ванною розплаву.

Таким чином, можна стверджувати, що за виміром рівня шлаку і з залученням даних про швидкість подачі електрода та витягування зливка можна приблизно оцінити розташування границі

розділу шлак–метал, однак не достатньо точно зза похибки, яку може вносити утворення гарнісажу великої товщини. Оскільки товщина шару шлаку і його витрата на гарнісаж є доволі великою і не прогнозованою, то розташування шлакової ванни є додатковим показником. Додаткову похибку може вносити величина заглиблення електрода, оскільки в сучасних технологіях використовуються великі коефіцієнти заповнення. З найбільшою точністю положення металевої ванни за даними датчика про рівень шлакової ванни можна оцінити при використанні сучасної системи управління зі свінг-контролем, при якому занурення електрода контролюється системою автоматичного управління. Однак для електрошлакових технологій з витягуванням зливка в короткому кристалізаторі і, особливо, в Т-подібному навіть така точність не є достатньою, оскільки підйом металу в верхню широку секцію призводить до підвисання зливка і неможливості подальшого його витягування.

Датчики положення границі шлак–метал. Геометрична локація границі шлакової і металевої ванн є найбільш складною для вимірювання, оскільки вона розташована в водоохолоджуваному кристалізаторі між двома високотемпературними і дуже агресивними середовищами, які до того ж постійно змінюють свій об'єм. Рідка металева ванна твердне в кристалізаторі і оновлюється за рахунок плавлення електрода, а шлакова ванна втрачає шлак на гарнісаж і додається порціями свіжого шлаку або його компонентів. В той же час знання місця розташування цієї границі є необхідним для правильного встановлення продуктивності плавлення, щоб не допускати великого занурення електрода і вести процес з невеликою глибиною металевої ванни, що є запорукою однорідної структури і високої якості готового зливка.

Підтримання сталості рівня при електрошлаковому перепаві в короткому кристалізаторі з витягуванням зливка є її умовою стабільного ходу процесу і запобігання проливу металу та шлаку, і, як наслідок, безаварійності роботи печі. Значні коливання рівня металу викликають також й утворення поверхневих дефектів, які знижують якість зливка.

Визначення та підтримання положення границі розділу металевої і шлакової ванни в процесі ЕШП є однією з задач СУ плавкою. Зміна продуктивності процесу веде до зміни геометрії плавильного простору (і навпаки). Тож, щоб не було стрибків рівня потрібно уникати стрибків продуктивності плавлення. Складність полягає в тому, що в кристалізаторі ЕШП одночасно відбуваються і плавлення електрода, і формування зливка, а на поверхні меніску рідкометалевої ванни присутній

товстий шар шлаку. Система є інерційною і доволі повільно реагує на зміни продуктивності, що є перевагою ЕШП, але зменшує можливості оперативного реагування.

Основним елементом, що забезпечує роботу автоматичної системи стабілізації рівня в коротких кристалізаторах, зазвичай є датчик рівня металу, завданням якого є індикація положення границі розділу шлак–метал в кристалізаторі. Точність стабілізації рівня металу в кристалізаторі не повинна бути гірше за ± 5 мм, причому прилад має бути надійним і забезпечувати показання протягом тривалого часу — 100 год. і більше на промислових установках ЕШП.

У зв'язку з цим нижче виконано аналіз найбільш цікавих і перспективних розробок датчиків контролю рівня металу.

Температурні датчики (термопари). Вимірювання теплового поля кристалізатора за допомогою ряду термопар є одним із найбільш відомих і давніх методів контролю розташування границі шлак–метал, який використовували ще наші попередники, винахідники процесу ЕШП.

В роботі [1] наведено опис системи управління з використанням термопарних датчиків. Зокрема вказується, що для виробництва високоякісних сталевих зливок шляхом ЕШП з рухомих кристалізатором необхідно розробити систему управління (СУ), яка регулює швидкість витягування зливка з кристалізатора. Така система запрограмована на контроль рівня границі шлак–метал, який вимірюється термічними датчиками, що детектують різкі зміни теплового потоку від розплавленого металу і шлакової ванни. Такий тип СУ був встановлений в цеху ЕШП металургійного заводу «Серп і молот», яка забезпечила необхідну швидкість реагування, надійність і вибірковість. Температурний датчик складається з циліндричної, водоохолоджуваної капсули, яка містить дві мініатюрні термопари, з'єднані диференційно і закарбовані «нагаряче» в донці капсули. Термопарні голівки розміщені одна над одною в напрямку руху кристалізатора [1].

Сьогодні у стінку кристалізатора у її вертикальній площині встановлюється цілий ряд термопар, які знімають теплове поле. По показникам цього поля судять про зміну рівня металу. Однак термопарні датчики застосовуються частіше в дослідницьких цілях, оскільки вимагають використання додаткових розрахунків або математичного моделювання (наприклад, за кінцево-різницевою схемою обчислення теплових потоків).

Недоліком такої схеми є велика кількість термопар, необхідність розробки та адаптації правильного алгоритму і математичної моделі, врахування

теплової інерції при підйомі і опусканні рівня. Велике число точок вимірювання ускладнює систему управління, а відповідне число вимірювальних проводів — роботу та ремонт кристалізатора. Відзначимо, що при ЕШП застосування даної системи має додаткові обмеження, пов'язані з похибкою вимірювання через різну і непрогнозовану товщину шлакового гарнісажу, який працює як утеплювач і заважає оперативній фіксації різниці температур між шлаковою і металевою ваннами.

Радіоактивні датчики. Одними з найбільш поширених при ЕШП з коротким кристалізатором і в машинах безперервного лиття заготовок сьогодні є радіоактивні датчики близького типу. Радіоактивний датчик зазвичай складається з 2-х основних частин: радіоактивного джерела випромінювання (випромінювача з радіоактивним ізотопом, наприклад, Co-60, Cs-137) і приймача (сцинтиляційного лічильника), розташованих за стінкою кристалізатора. Приймач фіксує зміну ширини зони випромінювання при її перекритті піднімаючим металом, який не повинен перевищувати діапазон коливань фонового випромінювання.

Принцип роботи з радіоактивним датчиком на печі ЕШП з Т-подібним кристалізатором викладено в роботі [10]. Сигнал для контролю рівня рідкого металу створюється за допомогою радіоактивного ізотопного сцинтилятора Co-60. Вимірювальні прилади встановлюють у верхньому кінці вузької частини кристалізатора. Якщо рівень металу стає занадто високим, сигнал, який надсилається радіоактивним джерелом і виявляється сцинтилятором, встановленим на протилежній стороні форми, буде зниженим. Така зміна сигналу змушує систему управління витягувати піддон (зі зливком), що призведе до зниження рівня металу.

Систему контролю положення границі розділу шлак–метал з використанням принципово нового варіанту використання безконтактного датчика рівня з гама-випромінювачем Na-22 запропоновано в патенті [11]. Датчик функціонує за принципом уловлювання відбитого сигналу, що за даними авторів дозволяє використовувати його для кристалізаторів великого діаметру. Датчик використано в системі управління печі електрошлакового переплаву ЕШП-15/30У, яку було спроектовано для випуску суцільних і порожнистих зливок.

В роботі [12] описано вдосконалений радіометричний датчик рівня рідкого металу у кристалізаторі машини безперервного лиття, який дозволяє вирішити проблему постійного лиття в закритому просторі при неможливості визначення факту власного положення меніску рідкої сталі через вплив розливальної суміші невизначеної товщини,

що спотворює результати. Роздільна розшифровка показань вертикального пакету сцинтиляційних кристалів, які використовують замість одиночного кристалу, дозволяє з високою точністю визначити і рівень меніска, і товщину шару порошку завдяки їхньої різної щільності.

Цікавим є рішення [13], яке передбачає одночасне використання датчиків двох типів — радіаційного і електромагнітного, що дозволило авторам контролювати товщину шлакової суміші на поверхні металу в кристалізаторі блюмової машини БЛЗ.

Для ЕШП при діаметрі кристалізатора меншому за 500...600 мм випромінювач і приймач можуть бути розташовані діаметрально, а при виплавці зливків більших розмірів через погіршення потужності сигналу їх розміщують на кінцях хорди. В останньому випадку через екранування стінкою кристалізатора та високий рівень фонового і вторинного радіаційного випромінювання точність визначення границі шлак–метал є меншою. У цих умовах необхідно збільшувати перешкодозахищеність приймача при збереженні або збільшенні порогу його чутливості та потужності джерела радіоактивного випромінювання, що робить його більш небезпечним.

До переваг радіоактивних датчиків відносять: точність вимірювання, стабільність роботи в умовах сильних електромагнітних полів, їх швидкодію, можливість контролю рівня металу через стінку кристалізатора. Основними недоліками є їх екологічна шкідливість та небезпека опромінювання персоналу, що вимагає застосування додаткових заходів безпеки при поводженні з джерелами радіації та складнощі їх утилізації.

Сьогодні ведуться роботи по розробці датчиків на основі інших типів радіаційного випромінювання, наприклад рентгенівського, як більш керованого і такого, що не викликає вторинної радіації. Однак останнім часом за причини шкідливості радіоактивного випромінювання для робітників використання таких скорочується.

Електромагнітні (індуктивні, вихрострумові) датчики. Електромагнітні датчики, до яких відносять індуктивні та вихрострумові, сьогодні вважають найдосконалішими системами для вимірювання рівня розплавленого металу у кристалізаторі з високою точністю та швидким часом відгуку.

Електромагнітні датчики складаються з генератора магнітного поля і приймача, який реагує на вторинне магнітне поле, що збуджується вихровими струмами (Фуко). Наближення рідкої сталі до генератора збільшує величину вихрових струмів і, відповідно, напруженість вторинного магнітного поля, яка й вимірюється таким датчиком.

За цим загальним принципом дії вже розроблено та використовується досить велике різноманіття конструкцій електромагнітних приладів для вимірювання рівня металу [14–17].

Автори роботи [15] розробили датчик, який складається з котушки збудження овальної форми в центрі корпусу та двох котушок приймача овальної форми, з'єднаних для формування градіометричної котушки, розташованої симетрично від центральної. Датчик пронизує розплав магнітним полем змінного струму, що генерує вихрові струми, які в свою чергу породжують вторинне магнітне поле. Первинне поле пригнічується градіометричними приймаючими котушками, що призводить до гарного співвідношення сигнал–фон для вторинного поля. Перетворення від амплітуди магнітного поля до рівня рідини здійснюється шляхом калібрування та згодом пристосування до даних сигмоподібної функції [15].

Вихрострумовий датчик рівня в кристалізаторі МБЛЗ, що працює на основі методу посилення позитивного зворотного зв'язку, розроблено в роботі [16]. Цей новий безконтактний вимірювач здатен визначати рівень розплавленої сталі в кристалізаторі незважаючи на вплив шару розливальної суміші. Точність вимірювача рівня становить ± 1 мм при швидкій відповіді. Більше того, з теоретичного аналізу електромагнітного поля вимірювального рівня було розроблено диференціальний тип котушки детектування. Цей тип вимірювача рівня є більш стійким до впливу навколишнього середовища, наприклад, до положення стінки форми [16].

Електромагнітні датчики відрізняються по положенню вимірювання. Є такі, що розміщуються на верхньому фланці кристалізатора або такі, що вбудовують у його стінку. Зазвичай датчики, що розташовані над шлаковою/металевою ванною, забезпечують стабільне вимірювання на обмеженій відстані (0...200 мм). Зважаючи на сильне теплове випромінювання від ванни, датчики розміщують в корпусах з водяним охолодженням. Вихрострумові рівнеміри на фланці кристалізатора добре підходять для безперервного лиття, але для ЕШП вони мало корисні, оскільки можуть використовуватися лише як датчик розташування верхнього рівня шлакової ванни. Крім того сучасна практика ЕШП передбачає використання витратних електродів, які забезпечують високий коефіцієнт заповнення кристалізатора, тож місця в зазорі між електродом і кристалізатором недостатньо для датчика.

При установці датчика за стінкою мідного кристалізатора відбувається сильне екранування сигналу, тож точність показань невелика навіть при великій потужності індукованого сигналу.

Тому зрозуміло, що бажано максимально наблизити датчик до границі поділу шлак–метал. Гарною чутливістю (± 1 мм) володіють електромагнітні датчики, вбудовані в стінку кристалізатора, які застосовуються як в процесі ЕШП, так і при безперервному литті.

Розробка та використання електромагнітного (індуктивного) датчика рівня металу при ЕШП. Власний багаторічний досвід застосування різних датчиків рівня при ЕШП (оптичних, контактних, термодарних, індуктивних і радіоактивних), а також порівняльний аналіз даних літератури щодо датчиків, які працюють на машинах безперервного лиття, був використаний при створенні нового індуктивного датчика рівня. Враховували й те, що в обох процесах присутні сильні електромагнітні поля, причиною появи яких при ЕШП є протікання потужного струму (до 100 кА й більше) в ланцюгу електрод–шлакова ванна–металева ванна, а при безперервному литті — спеціальні пристрої для гальмування потоків металу в кристалізаторі та перемішування рідкої серцевини. Потужні електромагнітні поля є завадою передачі сигналів від датчиків, що необхідно враховувати і встановлювати спеціалізовані екрановані кабелі.

Принцип роботи розробленого індуктивного датчика полягає в використанні спеціального трансформатора з робочими і вимірювальними обмотками, де наводяться зустрічні магнітні потоки [17, 18]. Тож розроблений датчик хоча й використовує ефект наведення вихрових токів в розплаві, але за методом вимірювання він фактично є диференційним трансформатором. При появі в зоні розташування датчика розплавленого шлаку та металу відбувається ослаблення магнітних потоків наведеними вихровими струмами, причому в силу багаторазової різниці в електропровідності розплавленого металу та шлаку це ослаблення є суттєво різним.

Завдяки цьому й максимальному наближенню вимірювача до розплаву датчик дуже чутливий до зміни положення металу в зоні детектування.

На рис. 1 наведена принципова схема роботи індуктивного датчика вимірювання положення границі розділу між шлаком та металом, яку було розроблено в ІЕЗ майже 50 років назад [1]. Сьогодні в цю схему вимірювання різниці у вихрових токах, що датчик ініціює в шлаці та металі, внесено суттєві зміни, що дозволило зменшити розміри датчика і спростити його монтаж в корпус кристалізатора (рис. 2, а, б).

Створений індуктивний датчик ДУИ-20 пройшов всебічну перевірку в лабораторних умовах та успішно використовується на промислових печах ЕШП в Україні та за кордоном для контролю положення границі шлак–метал в кристалізаторах

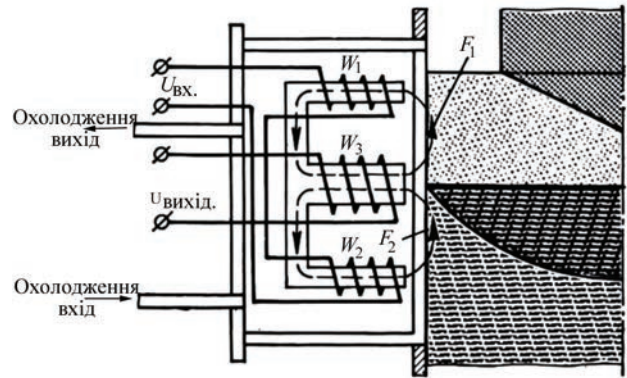


Рис. 1. Принципова схема роботи індуктивного датчика вимірювання положення границі розділу шлак–метал: U — напруга; W — трансформатор; F — магнітний потік

діаметром від 300 до 2000 мм (взагалі будь якого розміру, бо діаметр не впливає на точність вимірювання). Датчик ДУИ-20 перевірено при реалізації різних технологій ЕШП, зокрема, для виготовлення суцільних і порожнистих зливків та електрошлакового наплавлення в процесах ЕШП з рідким металом (ЕШП РМ). Точність вимірювання положення границі розділу шлак–метал є не гіршою за ± 1 мм, діапазон вимірювання не менше 20 мм, а при встановленні двох датчиків ДУИ-20 його може бути збільшено до 30...40 мм без зони нечутливості. Якщо датчики рознести на значну відстань у вертикальній площині, то утворюється зона нечутливості між датчиками і індикація границь розділу стає можливою на її межах в діапазоні 20 мм з кожного боку.

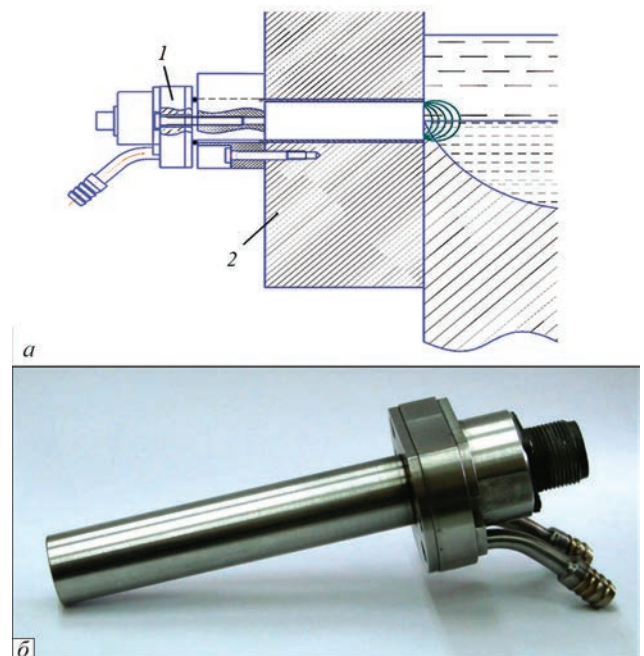


Рис. 2. Схема розміщення датчика рівня в стінці кристалізатора (а) і зовнішній вигляд датчика ДУИ-20 (б): 1 — датчик; 2 — кристалізатор

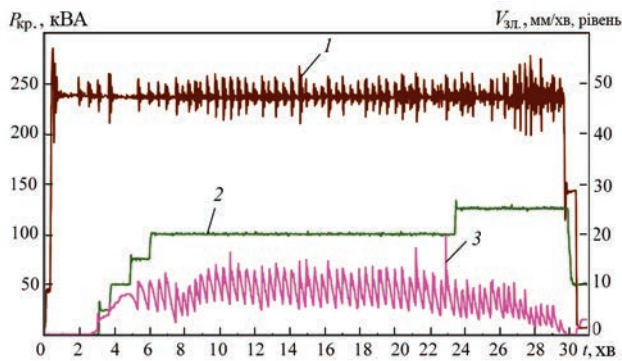


Рис. 3. Діаграма параметрів процесу ЕШП РМ при проведенні наплавки: 1 — $P_{кр}$; 2 — $V_{зл}$; 3 — рівень

Датчик ДУИ-20 показав високу стійкість при експлуатації на різних заводах, де він успішно застосовується як індикатор границі положення розділу шлак–метал, і є одним з основних сигналів, що відпрацьовує СУ піччю ЕШП. Розроблена система управління враховує та контролює не тільки електричні і масогеометричні параметри процесу в часі, але й постійно корегує положення границі шлак–метал. Орієнтуючись на сигнал датчика система управління при підвищенні рівня подає команду на прискорення витягування зливка з кристалізатора, а при зниженні рівня до обумовленого технологією мінімуму — на підвищення продуктивності плавлення електроду або заливку чергової порції рідкого металу в процесі ЕШП РМ.

На рис. 3 представлена діаграма параметрів гібридного процесу ЕШП РМ [19–22] при виробництві ремонтної наплавки чавунного прокатного валка діаметром 350 мм [23]. Наплавлений шар формували подачею рідкого металу в зазор між стінкою токопідвідного кристалізатора і віссю, встановленою в його центрі. Вісь (№ 31918, марка чавуну СПХН60), на яку наплавляли метал, мала діаметр 244 мм. В якості електроду для одержання рідкого металу використовували відпрацьований чавунний валок сортопрокатного стану. На графіку показано реєстрограму системи управління печі, на якій вхідну потужність у шлакову ванну ($P_{кр}$) надано в кВА, швидкість витягування зливка ($V_{зл}$) в мм/хв та значення сигналу датчика при цьому в мм (рівень).

Покази датчика починаються вже з третьої хвилини плавлення, коли після подачі перших порцій рідкого металу рівень дзеркала металевої ванни досягає нижнього краю зони вимірювання датчика. Кожна нова порція рідкого металу викликає підйом рівня металевої ванни. Відповідно зливок формувався зі сталою підведеною потужністю та швидкістю витягування. Для демонстрації можливостей датчика на 23-й хвилині плавлення швидкість витягування було збільшено і на діаграмі відразу стало помітне падіння рівня металу.

Досвідом експлуатації вбудованого індукційного датчика (в Т-подібних кристалізаторах для виплавки суцільних і порожнистих зливків, а також в струмопідвідних кристалізаторах при наплавленні валків прокатних станів) беззаперечно доведено, що датчик ДУИ-20 здатен стабільно працювати в промислових умовах більш як добу безперервно на протязі декількох місяців. Введення сигналу положення металевої ванни з системи вимірювання положення границі шлак–метал MLOC-2M (з використанням розробленого індуктивного датчика ДУИ-20) в систему автоматичного управління процесом ЕШП дозволяє забезпечити точність визначення границі шлак–метал і за рахунок цього стабілізувати та убезпечити роботу печі ЕШП та обладнання, автоматизувати ведення процесу електрошлакового переплаву. Датчик є перспективним для використання в гібридних процесах ЕШП та інших, де підтримання постійного положення границі поділу фаз розплавів з різними властивостями є важливим, а рівно й для безперервного лиття. Певним обмеженням використання розробленого датчика є те, що він є вбудованого типу і для його встановлення потрібен наскрізний отвір у стінці кристалізатора. У даний час ведуться роботи над зменшенням розміру і зміненням форми датчика з метою уможливлення його розміщення в невеликому зазорі між секціями кристалізатора.

Висновки

1. Аналіз принципів дії, переваг і недоліків різних типів датчиків для контролю рівня розплавів в кристалізаторах ЕШП та датчиків, що використовують при МБЛЗ в проекції перспектив їх використання при ЕШП, показав значний прогрес у конструкціях і використанні оптичних і індуктивних датчиків, точність яких залежить від їх розміщення і змінюється в залежності від умов ведення процесу: наявності перешкод у вигляді пилу і випаровувань для оптичних систем; зміни температури шлаку/металу; утворенні твердого гарнісажу для електромагнітних вимірювачів.

2. Вдосконалений електромагнітний (індуктивний) датчик вбудованого типу досліджено в лабораторних і випробувано в промислових умовах на печах ЕШП з витягуванням зливку з коротких (Т-подібних і струмопідвідних) кристалізаторів для визначення та стабілізації положення границі шлакової і металевої ванн.

3. Розроблений індуктивний датчик (ДУИ-20) і система вимірювання MLOC-2M продемонстрували високу точність (± 1 мм) детектування границі метал–шлак у кристалізаторах промислових печей ЕШП.

4. Введення сигналу датчика рівня рідкого металу в автоматичну систему управління процесом ЕШП дає можливість стабілізувати роботу печі та забезпечити роботу обладнання.

Список літератури/References

1. Medovar, B.I., Boyko, G.A. (1991) *Electroslag technology*. Springer Science & Business Media.
2. eokyoung, A., Beaman, J., Williamson, R., Melgaard, D. (2010) Model-based control of electroslag remelting process using unscented Kalman filter. *J. of Dynamic Systems Measurement and Control-Transactions of the ASME*. DOI 132.10.1115/1.4000660.
3. www.elmet-roll.com.ua
4. Kubin, M., Scheriau, A., Knabl, M. et al. (2013) Operational experience of large sized ESR plants and attainable quality of ESR ingots with a diameter of up to 2600 mm. In: *Proc. of LMPC*. DOI 10.1007/978-3-319-48102-9_8.
5. <https://www.australtek.com/products/steellevel.html>
6. Van den Berg, F., Yang, H. (2011) Real-time meniscus level and slag thickness measurement by RADAR. Pt II: Results on liquid steel and melting mould powder. In: *Proc. (DESAI, December 2–3, 2011, Jamshedpur, India)*. <http://eprints.nmlindia.org/4603/1/21-28.pdf>
7. Lieftucht, D., Reifferscheid, M., Schramm, T. et al. (2013) HD mold — a new fiber-optical-based mold monitoring system. *Iron and Steel Technology*, **10**, 87–95.
8. <https://www.precimeter.com/zh-hans/.../laser-triangulation/proh-mould-edition/>
9. <http://www.ergolines.it/products/ptc/?str=1>
10. Alghisi, D., Milano, M., Paziienza, L. (2005) From ESR to continuous CC-ESRR process: Development in remelting technology towards better products and productivity. *La Metallurgia Italiana*, **1**, 21–32.
11. Levkov, L.Ya., Kamantsev, S.V., Krieger, Yu.N. et al. (2012) *A method for controlling the level of a liquid metal or slag bath in a mold and a device for its implementation*. RF Pat. 2456118 [in Russian].
12. Fabrizzioni, M., Mikhelov, G., Del Corso, F. et al. (2015) New radiometric sensor for measurement of liquid metal level in mold. *Chyornye Metally*, **6**, 54–62 [in Russian].
13. Korshikov, S.P., Fomin, V.I., Ustinov, A.I., Formakidov, A.M. (2019) Development and implementation of system for determination of actual level of metal and slag mixture thickness in mold of BCCM of JSC OEMK. *Metallurg*, **9**, 37–40 [in Russian].
14. <https://www.vuhz.cz/images/snimace-kontiliti/pdf/mold-level-measuring-system.pdf>
15. Ratajczak, M., Hernandez, D., Richter, T. et al. (2017) Measurement techniques for liquid metals IOP. *Conf. Series: Materials Science and Engineering*, **228**. <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/228/1/012023>.
16. Sano, K., Ando, S., Kawase, Y. et al. (2014) The eddy-current type continuous casting mold level meter. *Tetsu-to-Hagane*, **100**, 30–31.
17. Medovar, B.I et al. (1996) In: *Proc. of 38 MWSP (Cleveland, USA, 13–16 Oct. 1996)*, 83–87.
18. Petrenko, V., Medovar, L., Tkachenko, V. (2012) Modern sensors for metal level indication for ESR and CCM moulds. In: *Proc. of 5th Intern. Congress on the Science and Technology of Steelmaking (ICS 2012, Dresden)*, Publish. on CD. Paper ID 1307.
19. Medovar, L., Stovpchenko, G., Fedorovskiy, B., Petrenko, V. (2013) ESR technologies utilizing liquid metal: Process, equipment and products. In: *Proc. of 5th Baosteel Biennial Academic conference BAC-2013*. Publish. on CD.
20. Yanwu Dong, Zhouhua Jiang, Medovar, L. et al. (2013) Temperature distribution of electroslag casting with liquid metal using current conductive ring. *Steel Research International*, **84(10)**, 1011–1017. <https://doi.org/10.1002/srin.201300041>
21. Polishko, G., Stovpchenko, G., Medovar, L., Kamkina, L. (2019) Physicochemical comparison of electroslag remelting with consumable electrode and electroslag refining with liquid metal. *Ironmaking & Steelmaking*, **46(8)**, 789–793. DOI: 10.1080/03019233.2018.1428419.
22. Zaitsev, V., Medovar, L., Stovpchenko, G. et al. (2016) Reliable steel-copper anodes for direct current electric arc furnaces manufactured by electroslag remelting under two circuits diagram. In: *Proc. of the 2nd Medovar Memorial Symposium (MMS100) (07–10 June 2016, Kyiv, Ukraine)*, 211–215.
23. Medovar, L.B., Chernets, A.V., Grabovsky, Ts.F. et al. (2000) Experience in manufacture and application of rollers for ESS LM. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **3**, 3–9 [in Russian].

MODERN SENSORS OF LIQUID METAL LEVEL FOR ESR IN A SHORT COLLAR MOULD

V.L. Petrenko¹, G.P. Stovpchenko^{1,2}, V.A. Tkachenko¹, D.V. Kolomiets¹, L.B. Medovar¹

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

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

²Engineering Company PC «ELMET-ROLL».

P.O. Box 259, 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@elmet-roll.com.ua

Possibilities and limitations of existing types of level sensors for detecting the interface between metal and slag pools at electroslag remelting of ingots of different sizes in a short collar mold with ingot withdrawing are presented. The built-in type induction sensor of proprietary design, allowing measurement of the location of the slag-metal boundary with high precision has been developed and tested. The use of the signal of DUI-20 level sensor in the ESR control system makes it possible to operate a stable technological process in the automatic mode and to produce solid, hollow and surfaced electroslag ingots of the highest quality in short collar (of constant cross-section, T-shape and current supplying) moulds. Ref. 23, Fig. 3.

Key words: metal level sensor; slag-metal interface; electroslag remelting; short collar mould; control system

Надійшла до редакції 02.04.2020

ОДЕРЖАННЯ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ЗЛИВКІВ АЛЮМІНІДІВ ТИТАНУ СПОСОБОМ ЕПП

С.В. Ахонін¹, А.Ю. Северин¹, В.О. Березос¹, О.М. Пікулін¹,
О.І. Глухенький², О.І. Бондар²

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

В рамках математичної моделі кристалізації циліндричних зливків при електронно-променевої плавці проведено розрахунки для зливка діаметром 300 мм інтерметаліду системи Ti–Al. В результаті розрахунків отримано поля температур в зливку під час електронно-променевого плавлення та визначено технологічні режими ведення процесу. За допомогою визначених технологічних режимів на електронно-променевої установці UE-121 одержано крупногабаритний зливоч діаметром 300 мм сплаву Ti29Al. Досліджено якість даного зливка та показано, що застосування оптимізованих технологічних режимів дозволяє отримувати однорідні за хімічним складом та бездефектні великогабаритні зливки алюмінідів титану. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: електронно-променева плавка; інтерметалід системи Ti–Al; математична модель; зливоч; хімічний склад; структура

Актуальність та ціль роботи. Одним з найперспективніших напрямів, які розвиваються у світі в області нових металевих матеріалів з високим рівнем жароміцності, жаростійкості і термічної стабільності є створення інтерметалідних сплавів системи Ti–Al і технології їх отримання. Застосування інтерметалідних сплавів системи Ti–Al в авіаційній промисловості дозволяє підвищити потужності авіаційних двигунів на одиницю маси [1–3]. Тому ці сплави складають серйозну конкуренцію сплавам на основі нікелю [4], оскільки по деяким характеристикам, а саме по своїй питомій міцності в інтервалі температур 600...900 °С, вони перевершують показники нікелевих сплавів [5].

Освоєння технології отримання напівфабрикатів та виробів із нових матеріалів у промислових умовах вимагає розробки і впровадження принципово нових технологій і обладнання для виплавки зливків, виготовлення деформованих напівфабрикатів (точних штамповок, листів і фольги), спеціалізованого обладнання для виробництва габаритних заготовок. Високонадійні компоненти можна виготовляти тільки в тому випадку, коли розроблені технології забезпечують отримання матеріалу, що не містить дефектів та не має істотних мікроструктурних і хімічних неоднорідностей. При виробництві сплавів на основі алюмініду титану надзвичайно важливо забезпечити хімічну однорідність одержуваного зливка, особливо по алюмінію. Крім того важливо, щоб середнє значення вмісту алюмінію в зливку відповідало номінальному значенню. Якщо відхилення вмісту

алюмінію від номінального значення перевищує допустимий, можуть виникати мікроструктури з різними розмірами пластинчастих колоній та різним співвідношенням фаз, які мають досить різні механічні властивості [6].

На сьогоднішній день у світі існує потреба у отриманні листових заготовок довжиною до 6-ти метрів з інтерметалідів системи Ti–Al, наприклад, для виготовлення елементів крила. Однак існуючі можливості виробництва зливків алюмінідів титану у світі не можуть задовольнити потреби щодо необхідних розмірів заготовки для подальшої деформації. Тому виникає потреба у зливках інтерметалідів Ti–Al великої ваги.

Спроби отримання великогабаритних зливків алюмінідів титану традиційними для титанових сплавів процесами не дають позитивних результатів. При підвищенні діаметру зливка при його виплавці утворюється глибока рідка ванна, яка призводить до сильної ліквідації легуючих елементів, в нашому випадку алюмінію, та також викликає високий рівень напружень зливка, що може призвести до утворення тріщин [7, 8].

Тому при виплавці зливків великих діаметрів потрібно забезпечити такі технологічні режими плавки, при яких глибина рідкої ванни, швидкості кристалізації і охолодження зливка не перевищують деяку критичну величину, при перевищенні якої можливе виникнення дефектів зливків. Значення теплопровідності, теплоємності та щільності сплавів на основі титану такі, що їх теплопровідність є однією з найбільш важливих

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>,

В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>, О.М. Пікулін — <https://orcid.org/0000-0001-6327-3848>,

О.І. Глухенький — <https://orcid.org/0000-0001-5053-5677>, О.І. Бондар — <https://orcid.org/0000-0002-1678-8862>

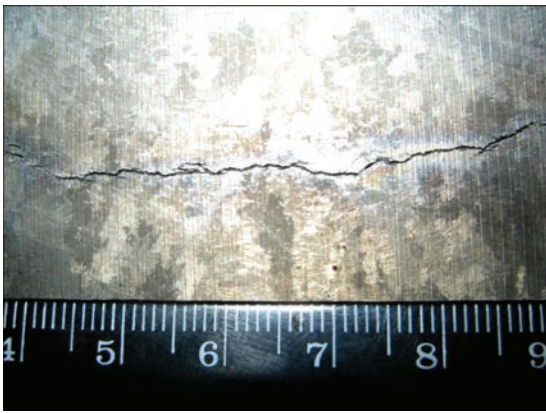


Рис. 1. Кільцева тріщина в зливку ЕПП Ti29Al діаметром 300 мм

характеристик багатьох процесів теплообміну і становить приблизно в 3,5 рази менше, ніж у сталей [9]. Наслідком цього є значні перепади температур по перетину зливоків при нагріванні і виникнення значних термічних напруг, які можуть призводити до утворення тріщин. Крім того в осевій зоні великого зливка можуть спостерігатися внутрішні гарячі тріщини, які обумовлюються високим рівнем внутрішніх усадкових напружень, що виникають в зливку, і розвитком осевої хімічної неоднорідності. Тому зниження градієнтів температури під час процесу виплавки є дієвим заходом зменшення вірогідності виникнення тріщин в зливках [8].

Від якості одержаного зливку в значній мірі залежать властивості напівфабрикатів та готових виробів. Виплавка хімічно однорідних зливоків інтерметалідних титанових сплавів представляє собою нетривіальну технологічну задачу, яка ускладнюється цілим рядом факторів як фізичної (різні температури плавлення та щільності компонентів), так і термодинамічної природи (нонваріантні перетворення) [10].

На даний час перспективним способом по отриманню зливоків алюмінідів титану є спосіб електронно-променевої плавки, в якій використовується поверхневе концентроване джерело нагріву — електронний промінь. Електронно-променева плавка дозволяє зменшувати ліквідаційні процеси за рахунок регулювання глибини рідкої ванни. Крім того часткове зняття напруженого стану зливоків можливе за рахунок ведення процесу в умовах мілкої рідкої ванни.

Ціль даної роботи — за допомогою математичного моделювання для визначення технологічних режимів плавки одержати якісний крупногабаритний зливок діаметром 300 мм сплаву Ti29Al.

Матеріали та методика досліджень. Досліджували зливок алюмініду титану складом Ti–29 % Al, що виплавляли на електронно-променевій установці

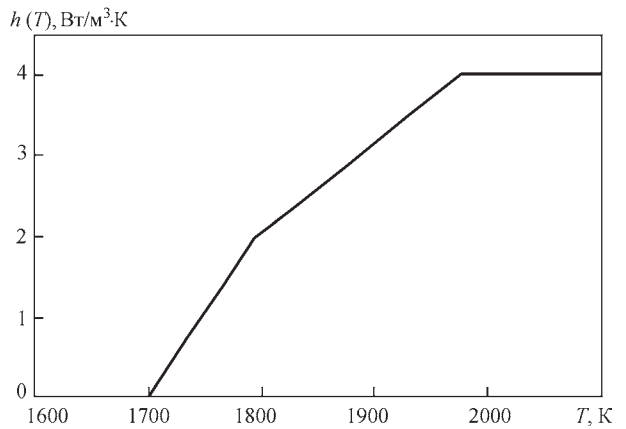


Рис. 2. Залежність еквівалентного коефіцієнту тепловіддачі від температури

УЕ-121. Отримано зливок діаметром 300 мм та довжиною 500 мм.

Попередньо проведені дослідні плавки показали, що застосування технологічних режимів ведення процесу ЕПП для одержання зливоків діаметром 300 мм інтерметалідних сплавів системи Ti–Al, які зазвичай використовуються для одержання зливоків стандартних титанових сплавів цього ж діаметру, призводить до формування грубої крупнозернистої кристалічної структури. Дослідження показали, що величина сформованого зерна відповідає 8–9 балу за 10-бальною шкалою макроструктур ГОСТ 26492–85. Причому зерна мають витягнуту форму в напрямі тепловідводу у радіальному напрямку.

Крім того в центральній частині зливка виявляються критичні дефекти у вигляді внутрішніх кільцевих тріщин (рис. 1).

Враховуючи отриманий досвід стає очевидним, що «стандартні» технологічні параметри одержан-

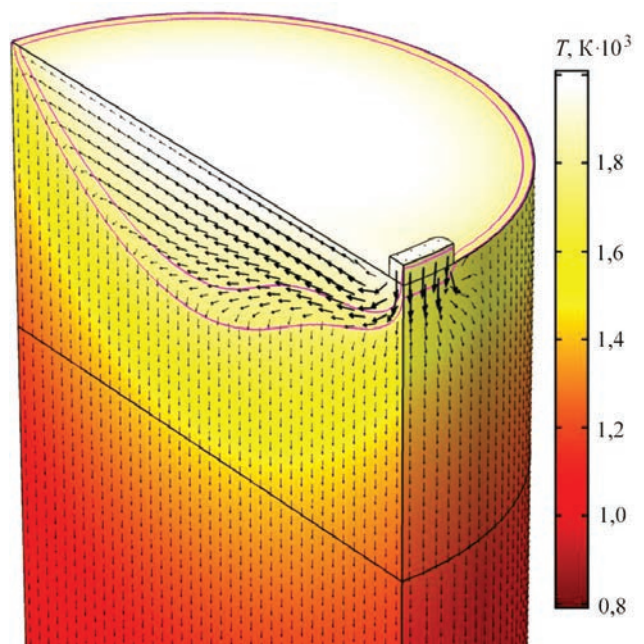


Рис. 3. Розподіл температури та характер руху розплаву у зливку діаметром 300 мм інтерметаліду Ti29Al під час ЕПП

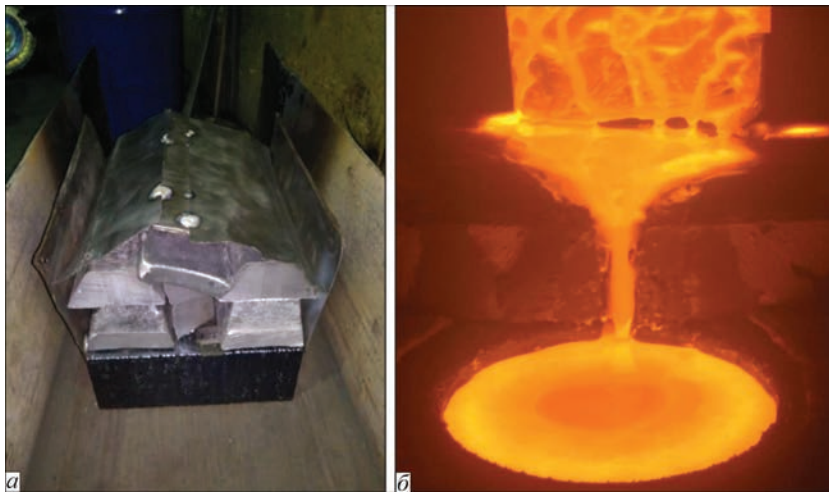


Рис. 4. Шихтова заготовка (а) і процес ЕПП зливка діаметром 300 мм сплаву Ti29Al (б)

ня злиwkів діаметром 300 мм не можуть бути використані для отримання злиwkів алюмініду титану.

Для визначення нових технологічних параметрів плавки було запропоновано розрахунковий підхід — 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 [11]. Розраховано гідродинамічну задачу з використанням $k-\epsilon$ моделі турбулентності. При розгляді теплових процесів для обліку теплоти фазового переходу використовували метод повної теплоємності, враховували тепломасоперенос та турбулентну теплопровідність розплаву.

У моделі враховувалася тепловіддача з верхньої поверхні та бокових стінок зливка за рахунок випромінювання, а також тепловіддача з верхньої поверхні за рахунок випаровування титану. Тепловіддача до води в кристалізаторі враховувалася

шляхом уведення еквівалентного коефіцієнту тепловіддачі $h(T)$, залежність якого від температури представлено на рис. 2.

Фізичні характеристики алюмініду титану у відповідності з даними, наведеними в роботі [12], наступні:

Густина (ρ), кг/м ³	3870
Питома теплоємність (C_p), Дж/(кг·К)	937
Теплопровідність (k), Вт/(м·К)	33,8
Температура ліквідуса (T_l), К	1795
Температура солідуса (T_s), К	1730
Прихована теплота плавлення (L), кДж/кг	380
Динамічна в'язкість розплаву (μ), Па·с	0,0032
Коефіцієнт випромінювання (ϵ)	0,7
Температура розплаву, що подається в кристалізатор (T_{in}), К	1973
Поперечний переріз струменя розплаву, що зливається, мм ²	600

Нагрівання зливка в кристалізаторі діаметром 300 мм відбувалося рівномірно розподіленим по поверхні тепловим потоком, що формувався електронною гарматою, ККД якої складав 0,75.

Результати досліджень. В процесі моделювання було отримано тривимірні поля швидкості руху металу і його температури та визначено положення двохфазної зони в зливку (рис. 3).

Аналіз отриманих результатів показав, що неглибока ванна розплаву в кристалізаторі, яка забезпечує його якісну гомогенізацію та форму фронту кристалізації близькою до плоскої, формується за наступними значеннями технологічних параметрів: швидкість витягування зливку (v_{cast}) становить 4 мм/хв, продуктивність процесу приблизно 230 кг/год, потужність електронно-променевого нагріву — 75 кВт.

Таким чином, обраний технологічний режим за рахунок мінімізації глибини рідкої ванни, дозволяє зменшити ймовірність виникнення хімічної неоднорідності зливка, що виплавляється.



Рис. 5. Зовнішній вигляд зливка діаметром 300 мм сплаву Ti29Al, одержаний способом ЕПП

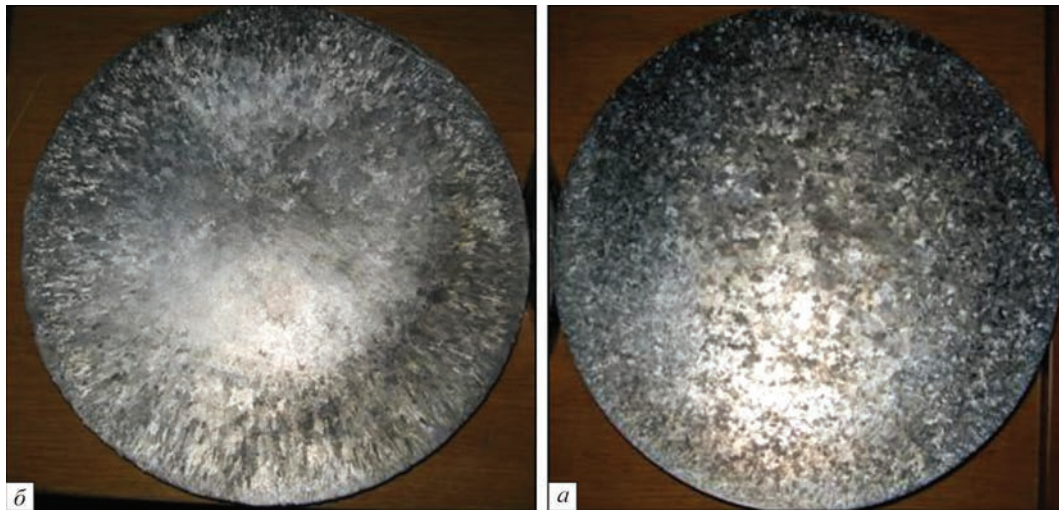


Рис. 6. Поперечні темплети зливків діаметром 300 мм сплаву Ti29Al, виплавленого за «стандартними» (а) та оптимізованими (б) режимами процесу ЕПП

Враховуючи вищенаведене, в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України на електронно-променевій установці UE-121 були проведені дослідні плавки з одержання зливка діаметром 300 мм інтерметалідного сплаву Ti29Al.

Легуючий елемент з високою пружністю пари (алюміній) додавали з урахуванням його втрат на випаровування. Для виплавки зливків використовували чушки алюмінію марки А5 та брухт титану марки ВТ1-0 (рис. 4, а). З використанням визначених технологічних режимів було проведено дослідну плавку зливка діаметром 300 мм інтерметаліду Ti29Al (рис. 4, б).

В результаті експерименту одержано зливки діаметром 300 мм сплаву Ti29Al довжиною приблизно 500 мм (рис. 5).

Проведено дослідження якості отриманого зливка ЕПП діаметром 300 мм алюмініду титану складом Ti29Al. Візуальний огляд показав, що бічна поверхня одержаного зливка чиста, підвищена концентрація домішкових елементів на поверхні у вигляді окисленого або альфованого шару відсутня. Середня глибина поверхневих дефектів типу «гофр» становила не більше 3 мм, дефекти у вигляді розривів, тріщин або несплавлення відсутні.

Вивчення макроструктури зливка проводили на поперечному темплеті після травлення у реактиві, мл: HF — 30; HNO₃ — 10; H₂O — 300. Макроструктура не мала дефектів у вигляді порожнин, раковин, тріщин, розшарувань і характеризувалася зернами, близькими до рівновісних. Величина зерна центральної частини зливка відповідала 4–5 балам і лише в периферійній частині зливка, на глибину до 10 мм, спостерігалась значно дрібніша структура, що відповідала другому балу за 10-бальною шкалою макроструктур ГОСТ 26492–85 (рис. 6).

Дослідження хімічного складу проводили за допомогою оптичного емісійного спектрометра

Хімічний склад зливка ЕПП діаметром 300 мм інтерметаліду Ti29Al, мас. %

Місце відбору проб	Відстань від головної частини зливка, мм	Al	Fe	Ti
По довжині зливка	50	29,40	0,08	Основа
	100	29,59	0,09	
	200	30,35	0,08	
	300	28,86	0,09	
	400	29,21	0,09	
По поперечному перетину	R	28,54	0,09	Основа
	1/2R	29,24	0,09	
	центр	29,72	0,09	

«СПЕКТРОPORT». Вимірювання вмісту хімічних елементів визначали як по довжині, так і по поперечному перетину зливка, та показали, що розподіл алюмінію досить рівномірний, а відхилення від середнього значення не перевищують ±1 мас. % (таблиця).

Висновки

1. Встановлено, що застосування оптимізованих технологічних режимів, визначених за допомогою математичної моделі, дозволяє отримати однорідні за хімічним складом та бездефектні зливки алюмінідів титану діаметром 300 мм.

2. Отримані результати можуть бути використані для подальшого виготовлення великих зливків алюмініду титану.

Список літератури

1. Appel F., Ohring M., Paul J.D.H. et al. (2001) In *Proceedings of the 2nd International Symposium «Structural Intermetallics»*. *The Minerals, Metals & Mater. Soc.*, 63–72.
2. Postans P.J., Cope M.T., Moorhuse S., Thakker A.B. (1993) Applications of titanium aluminides in gas turbine engine components, *Titanium 92. Science and technology. The Minerals and Materials Society*, **2**, pp. 2907–2914.
3. Павлинич С. П., Зайцев М.В. (2018) Применение интерметаллидных титановых сплавов при литье узлов и лопаток ГТД с облегченными высокопрочными конструкциями для авиационных двигателей новых поколений. *Вестник УГАТУ*, **15(4)**, 200–202.
4. Банних О.А., Поварова К.Б. (1989) Перспективы создания жаропрочных и жаростойких сплавов и интерметаллических соединений. *Новые металлические материалы: Сб. науч. ст. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона*, сс. 29–33.
5. Куликовский Р.А., Пахолка С.Н., Павленко Д.В. (2015) Перспективы промышленного применения алюминидов титана в авиадвигателестроении. *Строительство, материаловедение, машиностроение*, **80**, 369–372.
6. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. (2009) Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. *Справочник*. Москва, ВИЛС–МАТИ.
7. Бернштейн М.Л. (1979) *Атлас дефектов стали*. Москва, Металлургия.
8. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. (2011) *Gamma titanium aluminide alloys: Science and technology*. Wiley-V.C.H. DOI:10.1002/9783527636204
9. Илларионов А.Г., Попов А.А. (2014) *Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учебное пособие*. Екатеринбург, Издательство Уральского университета.
10. Каблов Д.Е., Панин П.В., Ширяев А.А., Ночовная Н.А. (2014) Опыт использования вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 для выплавки слитков жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана. *Авиационные материалы и технологии*, **2**, 27–33.
11. Ахонін С.В., Гориславец Ю.М., Глухенький О.І. (2019) Моделювання гідродинамічних і теплових процесів у кристалізаторі при електронно-променевої плавці з проміжною ємністю. *Сучасна електрометалургія*, **4**, 9–17.
12. Gao Yong, Zhang Lijing, Gao Wenli, Zhang Hu (2011) Prediction and improvement of shrinkage porosity in TiAl based alloy. *Research & Development J.*, **8(1)**, 19–24.

References

1. Appel, F., Ohring, M., Paul, J.D.H. et al. (2001) In: *Proc. of the 2nd Int. Symp. on Structural Intermetallics. The Minerals, Metals & Mater. Soc.*, 63–72.
2. Postans, P.J., Cope, M.T., Moorhuse, S., Thakker, A.B. (1993) Applications of titanium aluminides in gas turbine engine components, *Titanium 92. Science and technology. The Minerals and Materials Society*, **2**, 2907–2914.
3. Pavlinich, S.P., Zaitsev, M.V. (2018) Application of intermetallics of titanium alloys in casting of assemblies and GTE blades of lightweight structures for aircraft engines of new generation. *Vestnik UGATU*, **15(4)**, 200–202 [in Russian].
4. Bannykh, O.A., Povarova, K.B. (1989) Prospects of development of refractory and heat-resistant alloys and intermetallic compounds. In: *New metallic materials*. Kiev, PWI, 29–33 [in Russian].
5. Kulikovskiy, R.A., Pakholka, S.N., Pavlenko, D.V. (2015) Prospects of commercial application of titanium aluminides in aircraft engine construction. *Stroitelstvo, Materialovedenie, Mashinostroenie*, **80**, 369–372 [in Russian].
6. Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties: Refer. Book*. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
7. Bernstein, M.L. (1979) *Atlas of defects of steel*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
8. Appel, F., Paul, J.D.H., Oehring, M. (2011) *Gamma titanium aluminide alloys: Science and technology*. Wiley-V.C.H. DOI:10.1002/9783527636204
9. Illarionov, A.G., Popov, A.A. (2014) *Technological and operational properties of titanium alloys: Manual*. Ekaterinburg, Izd-vo Ural. Un-ta [in Russian].
10. Kablov, D.E., Panin, P.V., Shiryaev, A.A., Nochovnaya, N.A. (2014) Experience of application of vacuum-arc furnace ALD VAR L200 for casting of ingots of heat-resistant alloys based on titanium aluminides. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, **2**, 27–33 [in Russian].
11. Akhonin, S.V., Gorislavets, Yu.M., Glukhenkiy, A.I. et al. (2019) Modeling hydrodynamic and thermal processes in the mould in cold-hearth electron beam melting. *Suchasna Elektrometal.*, **4**, 9–17 [in Ukrainian].
12. Gao Yong, Zhang Lijing, Gao Wenli, Zhang Hu (2011) Prediction and improvement of shrinkage porosity in TiAl based alloy. *Research & Development*, **8(1)**, 19–24.

PRODUCING LARGE-SIZED INGOTS OF TITANIUM ALUMINIDES BY EBM METHOD

S.V. Akhonin¹, A.Yu. Severin¹, V.O. Berezos¹, O.M. Pikulin¹, O.I. Glukhenkii², O.I. Bondar²

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.

57 Peremohy Ave., 03057, Kyiv, Ukraine. E-mail: gai56@ied.org.ua

Calculations for an ingot of 300 mm diameter of Ti-Al system intermetallic were conducted within the framework of the mathematical model of cylindrical ingots crystallization at electron beam melting. As a result of calculations, temperature fields in the ingot during electron beam melting were obtained, and technological modes of conducting the process were determined. The determined technological modes were used to produce a large-sized ingot of 300 mm diameter from Ti29Al alloy in electron beam installation UE-121. The quality of this ingot was studied and it was shown that application of optimized technological modes allows producing large-sized titanium aluminide ingots of homogeneous composition and without defects. Ref. 12, Table 1, Fig. 6.

Key words: electron beam melting; intermetallic of Ti–Al system; mathematical model; ingot; chemical composition; structure

Надійшла до редакції 04.20.2020

ДЕЯКІ АСПЕКТИ ВИПЛАВКИ ВИСОКОАЗОТИСТОЇ СТАЛІ X21Г17АН2 У ПЛАЗМОВО-ДУГОВІЙ ПЕЧІ

В.Р. Бурнашев, Ю.О. Никитенко, В.В. Якуша, І.В. Шейко, Д.М. Жиров

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

Головною відмінною рисою плазово-дугового перепау з формуванням зливка у мідному кристалізаторі, що охолоджується, є можливість обробляти рідкий метал газом. Перепау у газовому середовищі, що містить азот, дозволяє здійснювати легування азотом безпосередньо з газової фази. На прикладі перепау економнолегованої нікелем хромомарганцевої сталі X21Г17АН2 показана висока ефективність легування азотом із газової фази під час плазово-дугового перепау та наведені деякі особливості такої технології. Бібліогр. 9, табл. 2, рис. 3.

Ключові слова: плазово-дуговий перепау; високоазотиста сталь; стандартна розчинність; виплавка; якість

Сталі аустенітного класу, що мають високу міцність, корозійну та підвищену релаксаційну стійкість, знаходять широке застосування в промисловості для виготовлення виробів відповідального призначення, дроту, канатів, пружних елементів турбогенератора, а також матеріалів для зварювання елементів виробів з високоазотистих сталей. Азот, як аустенізаторуючий елемент, є заміником нікелю. У більшості випадків сталі містять 8...10 % Ni і можуть бути замінені на леговані азотом малонікелеві або безнікелеві сталі з такими ж або більш високими властивостями. Крім того нікель є алергеном, що також стимулює розширення застосування безнікелевих сталей зі спеціальними властивостями: стійких в біоактивних середовищах, бактерицидних, високоміцних, конструкційних та ін. [1].

Високоазотисті аустенітні сталі можуть бути застосовані для виготовлення холоднокатаного нержавіючого дроту з межею міцності понад 2000 МПа. Прикладом для перспективного застосування таких сталей є виготовлення високоміцних тросів, експлуатованих в морській воді, газоконденсатних родовищах з підвищеним вмістом сірководню, дротів для бронювання морських кабелів.

Відомі у світовій практиці способи виплавки високоазотистих сталей наступні:

обробка рідкого металу газовим противотиском [2]; електрошлаковий перепау під тиском (ЕШПТ) [1, 3]; плазово-дуговий перепау (ПДП) [4–9], які характеризуються різною ефективністю легування сталі азотом з газової фази.

Авторами роботи [4] проведено аналіз ефективності азотування вищевказаними способами, який показав, що найкращим є плазово-дуговий перепау. ПДП забезпечує більш високу ефективність легування сталі азотом при низькому тиску газу

($P_{N_2} = 60 \dots 120$ кПа) для хромомарганцевих сталей економнолегованих нікелем типу X21Г10АН4. При таких парціальних тисках вміст азоту перевищує стандартну його розчинність. Для способу противотиску такий вміст азоту можливо отримати при $P_{N_2} = 210 \dots 530$ кПа для аналогічних сталей. Для способу ЕШПТ необхідний тиск становить 3000 кПа. При цьому розподіл азоту за висотою і перетином зливка ПДП досить однорідний. Максимальний розкид абсолютних величин вмісту азоту становить по висоті 0,06 %, по перетину — 0,03 %. Для способу противотиску розкид вмісту азоту за висотою і перетином — 0,1 % [2].

При виплавці азотовмісних сталей при ПДП необхідно розраховувати вміст азоту в залежності від концентрації легуючих елементів і супутніх домішок, а також в залежності від температури в зоні реакції.

З огляду на наведені вище теоретичні передумови, а також розрахункові та експериментальні дані автори роботи [7] запропонували для розрахунку розчинності азоту в багатокомпонентному сплаві на основі заліза в широкому діапазоні температур і концентрацій легуючих елементів наступну формулу:

$$\begin{aligned} \lg K_N^\Sigma = & -\frac{293}{T} - 1,16 - \left\{ \left(\frac{3757}{T} - 0,81 \right) \times \right. \\ & \times \sum e_{N,2073K}^R [R, \%] + \left(\frac{5132}{T} - 1,48 \right) \frac{1}{2} \times \\ & \left. \times \sum r_{N,2073K}^R [R, \%]^2 + \frac{1}{6} \sum q_{N,2073K}^R [R, \%]^3 \right\}. \end{aligned} \quad (1)$$

У даній роботі для досліджень була обрана хромомарганцева сталь, економнолегована нікелем марки X21Г17Н2. Завдання поставлене в цих дослідженнях — отримати в сталі надрівноважний

В.Р. Бурнашев — <https://orcid.org/0000-0001-6807-3810>, Ю.О. Никитенко — <https://orcid.org/0000-0002-3603-2333>,

В.В. Якуша — <https://orcid.org/0000-0001-5962-9194>, Д.М. Жиров — <https://orcid.org/0000-0002-9435-8075>

Таблиця 1. Хімічний склад отриманих заготовок, мас. %

Номер зливка	Cr	Mn	Ni	C	S	P	O	N
1	21,2	17,1	2,2	0,1	0,025	0,02	0,04	0,017
2	21,6	17,6	3,3	—>—	—>—	—>—	0,05	—>—
3	21,5	16,8	3,0	—>—	—>—	—>—	—>—	0,016

вміст азоту (0,6...0,7 %) і відповідно аустенітну структуру. У разі перевищення рівня стандартної розчинності в 1,5...2,0 рази можна отримати чисто аустенітну структуру для тих сталей, які в разі відсутності азоту містять до 80 % фериту [8].

Для проведення досліджень було виплавлено 3 зливки вагою 25 кг кожен в індукційній тигельній печі ємністю 35 кг. У проведених дослідженнях використовували наступні матеріали: хром марки Х98, залізо Армко, нікель катодний марки Н0, марганець металевий МР-1.

В результаті були отримані зливки наступного хімічного складу (табл. 1).

За отриманими результатами хімічного аналізу відлитих заготовок сталі Х21Г17Н2 була розрахована стандартна розчинність азоту в цій сталі в

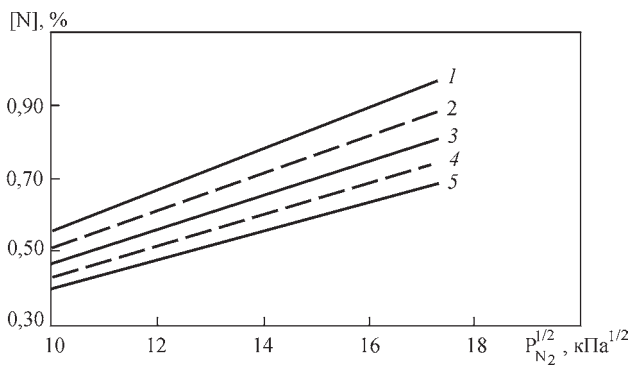


Рис. 1. Залежність розчинності азоту в сталі Х21Г17Н2 від парціального тиску азоту та температури розплаву, К: 1 — 1873; 2 — 1923; 3 — 1973; 4 — 2023; 5 — 2073

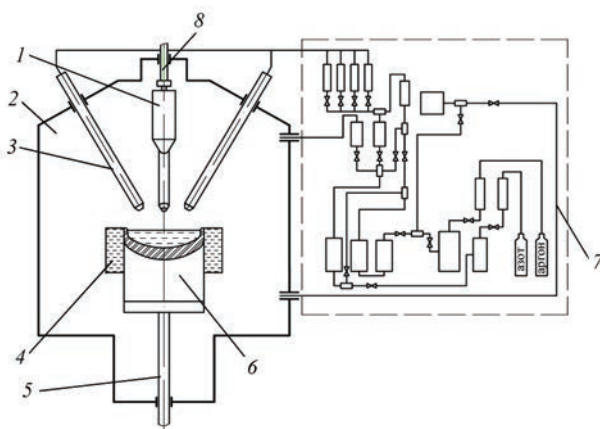


Рис. 2. Принципова схема плазмово-дугової печі УПП-3 з системою газоочистки: 1 — витратна заготовка; 2 — плавильна камера; 3 — плазмотрон; 4 — кристалізатор; 5 — механізм витягування зливки; 6 — зливок; 7 — система газоочистки; 8 — механізм подачі витратної заготовки

залежності від парціального тиску азоту і температури розплаву (рис. 1).

Підставивши значення параметрів взаємодії, наведені в роботах [5–8] в вираз (1), авторами роботи [5] отримана формула для визначення розчинності азоту в хромомарганцевій сталі, економнолегованої нікелем. Розчинність азоту в сталі Х21Г17Н2 розраховували за формулою:

$$\begin{aligned} \lg k = & -\frac{293}{T} - 1,16 - \left(0,042 - \frac{167}{T}\right)[Cr\%] - \\ & - 0,5 \left(\frac{3,3}{T} - 0,001\right)[Cr\%]^2 - \left(0,022 - \frac{73}{T}\right)[Mn\%] - \\ & - \left(\frac{18,4}{T} + 0,00042\right)[Ni\%] - \left(\frac{171}{T} - 0,031\right)[Si\%] - \\ & - \left(\frac{274}{T} - 0,06\right)[C\%] - \left(\frac{1640}{T} - 1,14\right)[O\%] - \\ & - \left(\frac{859}{T} - 0,487\right)[Al\%]. \end{aligned} \quad (2)$$

З наведених результатів розрахунку видно, що з підвищенням температури розчинність азоту в сталі Х21Г17Н2 знижується на 70 %, а при підвищенні парціального тиску збільшується на 58 %.

Отримані результати були використані при розробці технологічних режимів переплавки зливок сталі Х21Г17Н2 на плазмово-дуговій установці УПП-3 (рис. 2).

Плазмово-дугову піч оснащено чотирма дуговими плазмотронами. Сумарна потужність плазмотронів становить 160 кВт. Енергетичні можливості печі дозволяють виплавити зливки діаметром 125 мм і масою до 50 кг.

Дослідні плавки сталі на печі УПП-3 здійснювали в газових сумішах, до складу яких входили аргон і азот. Перед кожною плавкою після герметизації плавильної камери з неї відкачували атмосферне повітря, а потім заповнювали газовою сумішшю відповідного складу до заданого тиску. Газовий режим плавки наведено в табл. 2.

Плавку проводили наплавленням металу на мідний водоохолоджуванний піддон. Після включали механізм витягування заготовки, в результаті її проходження через мідний водоохолоджуванний кристалізатор формувалася зливка. В процесі переплавки підтримували постійні швидкості витягування, електричні та газові режими.

Таблиця 2. Газовий режим дослідних плавок

Тиск в плавильній камері, кПа		Склад газової суміші	Парціальний тиск азоту під час плавки, кПа
після відкачки	під час плавки		
0,1	150	Ar + N	130
→—	200	→—	170
→—	220	→—	190

Під час переплаву витратних заготовок швидкість витягування зливок підтримували в межах 4...6 мм/хв. Діаметр виплавлених зливок становив 100 мм, довжина — 400...600 мм (рис. 3).

Отримані зливки мали рівну поверхню без ознак дефектів металургійного походження. Дослідженнями темплету головної частини одного із зливок було встановлено, що усадочна раковина відсутня і метал, незважаючи на високий вміст азоту, щільний, без ознак шпарин та рихлості.

В обсязі даної роботи було досліджено розподіл азоту по перетину і висоті зливок. Для першого зливка, який виплавлено в умовах загального тиску у плавильній камері 150 кПа, вміст азоту по його перетину і висоті становив в середньому 0,408...0,423 мас. %, тобто вміст азоту не перевищував його стандартну розчинність у даній сталі. Для другого зливка, що виплавлено при тиску в плавильній камері 200 кПа, вміст азоту становив 0,64...0,68 мас. %, що на 12...27 % перевищує значення стандартної розчинності. Подальше підвищення тиску в плавильній камері до 220 кПа мало позначилося на зростанні вмісту азоту в металі зливка (0,698...0,700 мас. %).

Таким чином, результати виконаних досліджень однозначно показали, що під час плазово-дугового переплаву витратних заготовок в газовому середовищі, що містить азот, відбувається інтенсивне поглинання азоту із газової фази рідким металом. Так, вміст азоту в зливках сталі Х21Г17АН2 становить від 0,408 до 0,700 % залежно від парціального тиску азоту в плавильній камері під час плавки. Цей показник в десятки разів більший, ніж у вихідному металі витратних заготовок (0,017 %). Вміст азоту в зливках під час плазово-дугового переплаву регулюється зміною парціального тиску азоту у плазмоутворюючому газі, загального тиску у плавильній камері печі та швидкості витягування зливка.

Проведені дослідження показали, що плазово-дуговий переплав забезпечує досить високу чистоту сталі з понадрівноважним вмістом азоту. Оптимальне легування сталі Х21Г17Н2 азотом може бути здійснено на основі розрахунків розчинності азоту в ній, граничної концентрації та



Рис. 3. Зовнішній вигляд зливка ПДП із сталі Х21Г17АН2 експериментальної перевірки, відсутності азотної рихлості і пористості зливок і забрудненості сталі неметалевими включеннями.

Список літератури

- Свяжин А.Г., Капуткина Л.М. (2019) Азотистые и высокоазотистые стали. Промышленные технологии и свойства. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*, 63(3), 173–187.
- Рашев Ц. (1995) *Высокоазотистые стали*. Металлургия под давлением. София.
- Громов В.И., Вознесенская Н.М., Леонов А.В. (2019) Новая подшипниковая сталь ВКС241 и стали со сверхравновесным содержанием азота. *Всерос. науч.-техн. конф.: «Высокопрочные стали для аэрокосмической техники и технологии их производства»*, 06.09.2019, г. Москва, сс. 39–45. Электронное издание.
- Афанасьев Н.Д., Жданович К.К. (1990) Плазменно-дуговой переплав высокоазотистых сталей. *Тр. I Всесоюз. конф. «Высокоазотистые стали»*. Киев, Институт металлофизики НАН Украины, сс. 256–260.
- Бурнашев В.Р. (2006) *Совершенствование плазменно-дуговой гарнисажной плавки специальных сталей и чистых металлов*. Дис. ... канд. техн. наук. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона, 168.
- Лакомский В.И. (1992) *Взаимодействие диатомных газов с жидкими металлами при высоких температурах*. Киев, Наукова думка.
- Григоренко Г.М., Помарин Ю.М. (1989) *Водород и азот в металлах при плазменной плавке*. Киев, Наукова думка.
- Клюев М.М. (1979) *Плазменно-дуговой переплав*. Москва, Металлургиздат.
- Патон Б.С., Григоренко Г.М., Шейко И.В. и др. (2013) *Плазменные технологии и оборудование в металлургии и литейном производстве*. Киев, Наукова думка.

References

- Skvyazhin, A.G., Kaputkina, L.M. (2019) Nitrogen and high-nitrogen steels. *Izv. Vuzov, Chyornaya Metallurgiya*, 63(3), 173–187 [in Russian].
- Rashev, Ts. (1995) High-nitrogen steels. In: *Metallurgy under pressure*. Sofia [in Russian].
- Gromov, V.I., Voznesenskaya, N.M., Leonov, A.V. (2019) New bearing steel VKS241 and steels with super-equilibrium content of nitrogen. In: *Proc. of All-Russ. Sci.-Techn. Conf. on High-Strength Steels for Aerospace Engineering and Technologies of their Production (06.09.2019, Moscow)*, 39–45 [in Russian].
- Afanasyev, N.D., Zhdanovich, K.K. (1990) Plasma-arc remelting of high-nitrogen steels. In: *Proc. of 1st All-Union Conf. on High-Nitrogen Steels*. Kiev, IPM, 256–260 [in Russian].

5. Burnashev, V.R. (2006) Improvement of plasma-arc skull melting of special steels and pure metals. In: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Kiev, PWI [in Russian].
6. Lakomsky, V.I. (1992) Interaction of diatomic gases with liquid metals at high temperatures. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
7. Grigorenko, G.M., Pomarin, Yu.M. (1989) Hydrogen and nitrogen in metals during plasma melting. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
8. Klyuev, M.M. (1979) Plasma-arc remelting. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
9. Paton, B.E., Grigorenko, G.M., Shejko, I.V. et al. (2013) Plasma technologies and equipment in metallurgy and foundry. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

SOME ASPECTS OF MELTING HIGH-NITROGEN STEEL Kh21G17AN2 IN PLASMA ARC FURNACE

V.R. Burnashev, Yu.O. Nikitenko, B.B. Yakusha, I.V. Shejko, D.M. Zhirov
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 main distinctive feature of plasma-arc remelting with formation of an ingot in a cooled copper mould is the ability to treat liquid metal with gas. Remelting in a gaseous medium containing nitrogen, allows doping with nitrogen directly from the gas phase. The high efficiency of nitrogen doping from the gas phase during plasma-arc remelting is shown on the example of remelting chromium-manganese steel Kh21G17AN2, sparsely alloyed by nickel, and some peculiarities of such technology are given. Ref. 9, Table. 2, Fig. 3.

Key words: plasma-arc remelting; high-nitrogen steel; standard solubility; smelting; quality

Надійшла до редакції 16.01.2020



**XII Міжнародна спеціалізована виставка
КИЇВСЬКИЙ
ТЕХНІЧНИЙ ЯРМАРОК**

IEC МІЖНАРОДНИЙ
ВИСТАВКОВИЙ ЦЕНТР
Україна, м. Київ, Броварський пр-т, 15
тел.: (044) 201-11-58, 201-11-65, 201-11-56
e-mail: alexk@iec-expo.com.ua,
plast@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua, www.tech-expo.com.ua

**24–27 листопада
2020**

Генеральний інформаційний партнер: **ІНСТРУМЕНТ**
Ексклюзивний медіа партнер: **ГОЛОВНОГО ІНЖЕНЕРА**
Технічний партнер: **RealMedia**



wire
Düsseldorf

Düsseldorf, Germany

join the best: 07 - 11 December 2020

ВЛИЯНИЕ TiN И ZrO₂ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДВОЙНЫХ СИСТЕМАХ BaO–ZrO₂(TiN)

Д.Д. Мищенко, А.Г. Богаченко, В.С. Судавцова, И.А. Нейло, В.И. Галинич

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

Применительно к графитированным фитильным электродам исследованы температуры фазовых превращений при нагревании до 1000 °С смесей порошков двойных систем BaO–ZrO₂(TiN). Установлены температуры фазовых превращений в полученных смесях. Показана возможность образования BaZrO₃, имеющего достаточно высокую температуру плавления (2620 °С). Библиогр. 4, табл. 4, рис. 1.

Ключевые слова: фитильные электроды; дериватография; дифференциально-термический анализ; тепловой эффект

При проведении высокотемпературных процессов получают очень много сплавов, композитов, керамических и других материалов. К числу таких процессов относится плавка в дуговых сталеплавильных печах постоянного (ДСП ПТ) и переменного (ДСП) токов с использованием графитированных фитильных электродов. Такой электрод получают путем сверления в нем одного (нескольких) вертикального отверстия, которое набивают смесью компонентов, обеспечивающих фитилю и электроду требуемую термическую прочность, электропроводность, эмиссионные свойства и др. Поэтому дуга фитильного электрода принципиально отличается от дуги обычного монолитного с геометрическими и энергетическими параметрами. Фитильные электроды обеспечивают, прежде всего, стабилизацию электрического и теплового режима плавки и, как следствие, экономию активной электроэнергии, снижение реактивной мощности, увеличение производительности печи и т. п. [1]. Естественно, эффективность работы фитиля и связанные с этим технико-экономические показатели работы дуговой печи во многом определяются составом фитиля. Поэтому при проведении исследовательских и опытно-промышленных работ много внимания уделяется всестороннему изучению свойств как отдельных компонентов фитиля, так и их смесей при высоких температурах. При этом важно знать особенности и механизмы протекания высокотемпературных процессов, чтобы получить качественные материалы и изделия с небольшими энергозатратами. Для этих целей часто используют метод дериватографии, дифференциально-термический анализ (DTA), рентгенофазовый анализ (РФА) и другие.

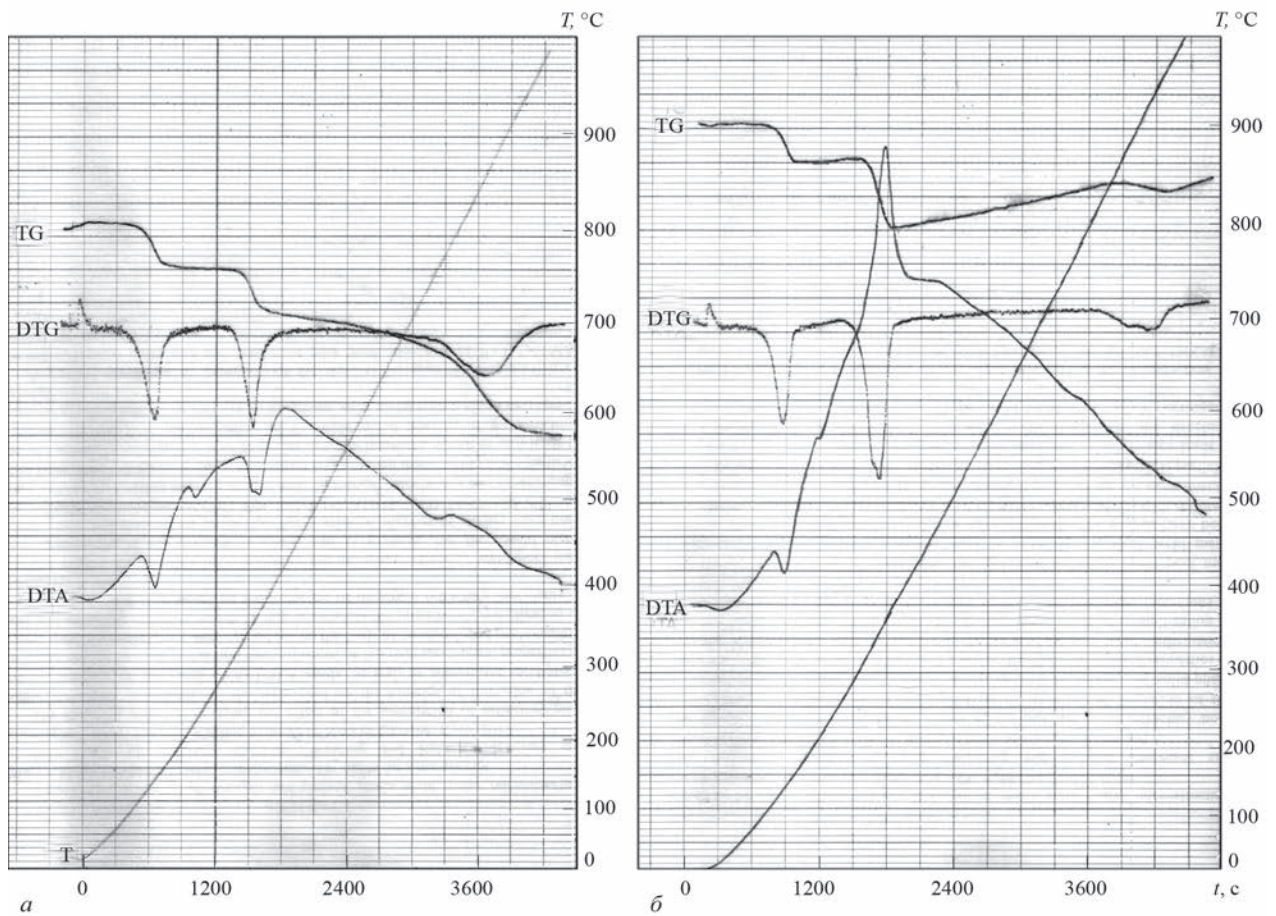
В данной работе исследовали температуры фазовых превращений, протекающих при нагревании смесей порошков двойных систем BaO–ZrO₂(TiN) на дериватографе Q-1500 со скоростью

15 К/мин в тиглях из корунда. Полученные дериватограммы приведены на рисунке.

Результаты и их обсуждение. Из рис. *a* видно, что при существенных уменьшениях массы образца, состоящего из порошков BaO и ZrO₂, фиксируются такие интервалы температур: 90...200, 330...416, 416...787 и 787...978 °С. На кривой DTA в этих температурных интервалах записываются эндотермические эффекты, связанные с процессами разложения кристаллогидратов Ba(OH)₂·8H₂O, Ba(OH)₂, BaO₂ и BaCO₃, которые образовались на поверхности зерен (частиц) порошка BaO, хранящегося обычно на воздухе. Температурные интервалы, при которых происходит разложение этих веществ, немного отличаются от литературных данных [1], полученных в равновесных условиях, а не при нагревании образца с постоянной скоростью. Причем скорость нагревания (15 К/мин) довольно большая, поэтому возможны задержки в превращениях, т. е. они начинают протекать при более высокой температуре. С другой стороны, в смесях могут проявляться влияния одних веществ на поведение других, особенно тогда, когда компонент разложился и находится в активированном состоянии. Таких особенностей довольно много и их предвидеть очень сложно. Поэтому важны систематические и всесторонние комплексные исследования двойных, тройных и более сложных систем. Накопление разного рода свойств веществ и смесей позволит пополнить базы и банки физико-химических данных, которые активно используются при разработке новых материалов разного назначения.

Из кривых TG и DTA (рис. *a*) видно, что добавление оксида циркония к BaO в массовом соотношении 1:1 обуславливает ряд следующих превращений, приведенных в табл. 1, 2.

Из табл. 1, 2 ясно, что температурные интервалы уменьшения массы и поглощения (выделения)



Дериватограммы, полученные при нагревании образца системы BaO–ZrO₂ (а) и BaO–TiN (б): Т — линия температуры; TG — термогравиметрическая кривая; DTG — дифференциальная термогравиметрическая кривая; DTA — кривая дифференциального термического анализа

теплоты для разных наблюдаемых эффектов не совпадают, хотя близки. Есть некоторые отличия и с литературными данными [2, 3]. Последние различия вызваны неравновесностью протекаемых процессов, которая обусловлена нагреванием исследуемой смеси со скоростью 15 К/мин.

Кроме того, очищение поверхности частиц оксида бария от адсорбированной, кристаллогидратной воды делают ее активированной и способной реагировать как с молекулами воздуха, так и с ZrO₂.

Иную и более сложную картину наблюдали при изучении смеси BaO–TiN с соотношением

Таблица 1. Данные кривой DTA, полученные при нагревании образца системы BaO–ZrO₂

Температурный интервал, °C		Тепловой эффект (Q)	Превращения
Эксперимент	[1]		
20...120	–	Без поглощения	–
120...200	125...130	С поглощением	Ba(OH) ₂ ·8H ₂ O→Ba(OH) ₂ ·8H ₂ O
200...280	–	–	–
280...330	–	Без поглощения	–
330...416	408...500	С поглощением	Ba(OH) ₂ = BaO+H ₂ O BaO+1/2O ₂ = BaO ₂
416...586	–	Без поглощения	–
586...800	–	С поглощением	BaCO ₃ →BaO+CO ₂ (частично)
800...900	–	Без поглощения	–
900...978	1000...1450	С поглощением	BaCO ₃ →BaO+CO ₂ 2BaO ₂ →2BaO+O ₂

Таблиця 2. Данні кривої TG, отримані при нагріванні зразка системи BaO–ZrO₂

Температурний інтервал, °C		Δm/m %	Превращення
Експеримент	[1]		
20...90	–	0	–
90...200	125...130	–11,2	Ba(OH) ₂ ·H ₂ O→Ba(OH) ₂ +8H ₂ O
200...330	–	0	–
330...416	408...500	–11,2	Ba(OH) ₂ →BaO+H ₂ O
416...787	Більше 790	–2,9	BaO→BaO+1/2O ₂ BaCO ₃ →BaO+CO ₂ (частично)
787...978	1000...1450	–25	BaCO ₃ →BaO+CO ₂ BaO+ZrO ₂ →BaZrO ₃ (частично)

Таблиця 3. Данні кривої TG, отримані при нагріванні зразка системи BaO–TiN

Температурний інтервал, °C		Δm/m %	Превращення
Експеримент	[1]		
20...90	–	0	–
90...160	125...130	–4,5	Ba(OH) ₂ ·8H ₂ O→Ba(OH) ₂ ·8H ₂ O
160...270	–	0	–
270...330	408	–7,6	Ba(OH) ₂ →BaO+H ₂ O
330...842	–	4,5	TiN+O ₂ = TiO ₂ +1/2N ₂ BaCO ₃ →BaO+CO ₂
842...971	–	–1,5	BaCO ₃ →BaO+CO ₂ BaO+TiO ₂ →BaTiO ₃ (частично)

Таблиця 4. Данні кривої DTA, отримані при нагріванні зразка системи BaO–TiN

Температурний інтервал, °C		Тепловий ефект (Q)	Превращение
Експеримент	[1]		
26...140	–	0	–
140...160	125...130	Поглощение Q	Ba(OH) ₂ ·8H ₂ O→Ba(OH) ₂ +8H ₂ O
160...218	–	0	–
218...425	400...450	Выделение Q	TiN+ O ₂ = TiO ₂ + 1/2N ₂
425...935	–	0	–
935...1000	–	Выделение Q	BaCO ₃ →BaO+CO ₂ TiO ₂ + N ₂ = TiON + NO BaO+TiO ₂ →BaTiO ₃ (частично)

маси 1:1 (рис. б). Складність обумовлена тим, що порошкообразний TiN, згідно [4], починає окислятися при 440...450 °C. Тому протекання паралельних реакцій дуже ускладнює розшифровку отриманих кривих DTA і TG для цієї системи (табл. 3, 4).

В процесі нагрівання утворюється активованний оксид барія, який може в присутстві кисню окислитися до отримання перекиси барія, збільшуючи масу зразка. Таким чином, TiN і ZrO₂

по-різному впливають на фазові перетворення в порошкових сумісях подвійних систем BaO–ZrO₂(TiN). Особливо сильне впливає порошок TiN, який вже при 450 °C починає окислятися з виділенням великої кількості теплоти (ΔH = –1267 кДж згідно закону Гесса). Суттєвним розходженням температури початку окислення TiN (450 °C згідно літературним даним) пояснюється тим, що нами використовувався нестехіометричний нітрид титану. При близькій температурі

начинається розкладання гідроксида барія, которое сопровождается поглощением теплоты ($\Delta H = 950$ кДж). Ясно, что для реакции окисления TiN тепловой эффект по абсолютной величине больше, поэтому эти два эффекта накладываются и результирующая теплота будет отрицательной.

Чтобы правильно расшифровать кривые TG и DTA дериватограммы, полученной при исследовании многокомпонентных систем, целесообразно изучение поведения при нагревании каждого вещества в чистом виде. Это позволит учесть влияние каждого компонента на поведение других веществ при совместном их нагревании с определенной скоростью. Ясно, что даже в двухкомпонентных смесях проявляется влияние одних составляющих системы на условия превращения других. Варьируя составы смесей можно управлять свойствами смесей многокомпонентных систем.

Ввиду технических особенностей дериватографа нагрев производили до 1000 °С. В результате протекания твердофазных реакций были получены цирконат и титанат бария. При их дальнейшем нагревании никаких процессов происходить не должно до температуры их плавления (2620 °С для BaZrO₃ и 1616 °С для BaTiO₃).

Выводы

1. Исследованы температуры фазовых превращений, протекающих при нагревании до 1000 °С

смесей порошков двойных систем BaO–ZrO₂(TiN) на дериватографе.

2. Установлены температуры фазовых превращений в изученных смесях при динамическом нагревании, которые коррелируют с имеющимися равновесными данными.

3. Показана возможность образования цирконата бария, который обладает высокой термической прочностью и является перспективным эмиссионным компонентом для электродов.

Список литературы

1. Богаченко А.Г., Мищенко Д.Д., Брагинец В.И. и др. (2016) Экономия электроэнергии на дуговых сталеплавильных печах постоянного тока с графитированными фитильными электродами. *Современная электрометаллургия*, **1**, 58–63.
2. Лидин Р.А., Молочко В.А., Андреева Л.Л. (2007) *Неорганическая химия в реакциях*. Справочник. Москва.
3. Рабинович В.А., Хавин З.Я. (1978) *Краткий химический справочник*. Ленинград, Издательство «Химия».
4. Реми Г. (1972) *Курс неорганической химии*. Т. 1. Москва, Мир.

References

1. Bogachenko, A.G., Mishchenko, D.D., Braginets, V.I. et al. (2016) Saving of electric power at the arc steel melting furnaces of direct current with graphitized cored electrodes. *Sovrem. Elektrometall.*, **1**, 58–64 [in Russian].
2. Lidin, R.A., Molochko, V.A., Andreeva, L.L. (2007) *Inorganic chemistry in reactions: Refer. Book*. Moscow [in Russian].
3. Rabinovich, V.A., Khavin, Z.Ya. (1979) Brief chemical reference book. Leningrad, Khimiya [in Russian].
4. Remi, G. (1972) *Course of inorganic chemistry*. Vol. 1. Moscow, Mir [in Russian].

ВПЛИВ TiN ТА ZrO₂ НА ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ У ПОДВІЙНИХ СИСТЕМАХ BaO–ZrO₂(TiN)

Д.Д. Міщенко, О.Г. Богаченко, В.С. Судацова, І.А. Нейло, В.І. Галініч

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Email: office@paton.kiev.ua

Стосовно до графітованих гнотових електродів досліджено температури фазових перетворень при нагріванні до 1000 °С сумішей порошоків подвійних систем BaO–ZrO₂(TiN). Встановлено температури фазових перетворень в отриманих сумішах. Показана можливість утворення BaZrO₃, що має досить високу температуру плавлення (2620 °С). Бібліогр. 4, табл. 4, рис. 1.

Ключові слова: гнотові електроди; дериватографія; диференційно-термічний аналіз; тепловий ефект

INFLUENCE OF TiN AND ZrO₂ ON PHASE TRANSFORMATIONS IN BaO–ZrO₂(TiN) BINARY SYSTEMS

D.D. Mishchenko, A.G. Bogachenko, V.S. Sudavtsova, I.A. Neilo, V.I. Galinich

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

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

Phase transformation temperatures at heating mixtures of powders of BaO–ZrO₂(TiN) binary systems to 1000 °С were studied for the case of graphitized cored electrodes. The temperatures of phase transformations in the obtained mixtures are established. The possibility of formation of BaZrO₃, having a sufficiently high melting point (2620 °С) is shown. Ref. 4, Tabl. 4, Fig. 1.

Key words: cored electrodes; derivatography; differential thermal analysis; thermal effect

Поступила в редакцію 20.02.2002

ТЕХНОЛОГІЇ ПЕРЕРОБКИ МЕТАЛЕВОЇ СТРУЖКИ (Огляд)

О.В. Веретільник, Ф.К. Біктагіров, В.О. Шаповалов, О.В. Гнатушенко, А.П. Ігнатов

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

Проведено аналіз відомих способів і технологій переробки металевої стружки. Відзначено, що особливу цінність з точки зору ресурсозбереження представляє стружка, яка містить в своєму складі дорогі легуючі елементи — вольфрам, молібден, хром, нікель, ванадій, ніобій та інші. Для плавки традиційними способами в дугових сталеплавильних і індукційних печах стружку необхідно попередньо брикетувати. Однак є проблеми з рафінуванням металу при індукційній тигельній плавці і з істотними втратами легуючих елементів при дуговій. Серед технологій переробки некомпактованої сипучої стружки найбільшого поширення набули технології, засновані на електрошлаковому процесі, коли такий матеріал плавиться в шарі рідкого шлаку. При цьому в якості струмопідвідного електрода можуть служити як невитратні, переважно графітові, так і витратні металеві електроди. Зроблено висновок, що для рециклінгу стружки з низько- і середньовуглецевого легованого металу, в тому числі широко поширених нержавіючих і жароміцних сталей і сплавів на залізній і нікелевій основах, найбільш перспективною є комбінована плавка в електрошлаковій тигельній печі витратного електрода з одночасною подачею на плавку стружки в кількості до 70 % від загальної маси матеріалу, що переплавляється. Бібліогр. 27, рис. 5.

Ключові слова: стружка; рециклінг; переплав; електрошлаковий переплав; невитратний електрод; витратний електрод; електрошлакова тигельна плавка

На сьогоднішній день одним з важливих шляхів енерго- та ресурсозбереження є максимальне та ефективне залучення у виробництво різноманітних металевих відходів, що утворюються на стадіях виготовлення та обробки металопродукції. Металеві відходи бувають компактні (у вигляді кускового металу різних розмірів — лом) і некомпактні (дискретні — переважно у вигляді стружки). Технології переробки відходів кольорових, тугоплавких, високореакційних і деяких металів спеціального призначення мають свою специфіку і в даному огляді не розглядаються. Говорячи ж про відходи найпоширеніших конструкційних матеріалів (сталі і сплави на залізній та нікелевій основі), то вони у вигляді великого лому досить ефективно переробляються і повертаються у виробництво шляхом плавки в традиційних і широко застосовуваних у металургії дугових сталеплавильних (ДСП) і відкритих індукційних тигельних (ІТП) печах. Необхідно лише відзначити, що при плавці в індукційних печах бажано використовувати шихту без сторонніх домішок зважаючи на обмежені можливості рафінування металу. А для плавки в ДСП характерний підвищений вигар (втрати) легуючих елементів, особливо таких як хром, ванадій, ніобій, титан.

Що стосується некомпактних відходів, то серед них особливе місце займає стружка. Її на різних стадіях металообробки утворюється досить велика кількість [1]. Так коефіцієнт використання нержавіючих сталей на металообробних підприємствах

нерідко складає 0,5...0,7, а залишок, здебільшого стружка, потрапляє у відходи [2]. Саме стружка представляє особливу складність для переробки, що пов'язано з її малою насипною щільністю, наявністю на поверхні залишків мастильно-охолоджувальної рідини (МОР) і оксидної плівки, а також підвищеною забрудненістю сторонніми домішками [3].

Для переплаву в ДСП або ІТП стружку необхідно компактувати (брикетувати, пакетувати) для того, щоб уникнути підвищеного вигару в зоні дії дуги, підвищити ступінь заповнення плавильного простору печей і полегшити проведення процесу плавки. Залежно від складу і виду стружки можуть застосовуватися різні види компактування. В одних випадках достатньо холодного пресування з порівняно невеликими зусиллями, наприклад, при компактуванні стружки з малолегованої низько- і середньовуглецевої сталі. В інших випадках з метою отримання досить щільних брикетів необхідний підігрів матеріалу із застосуванням спеціальних видів нагріву для надання йому достатньої пластичності [4, 5].

Особливу цінність з точки зору переробки та ресурсозбереження являє стружка, яка містить в своєму складі дорогі легуючі елементи, такі як вольфрам, молібден, хром, нікель, ванадій, ніобій та інші. Але саме така стружка з високолегованих нержавіючих, швидкорізальних, жароміцних ста-

О.В. Веретільник — <https://orcid.org/0000-0002-1056-0277>, Ф.К. Біктагіров — <https://orcid.org/0000-0001-7843-4261>, В.О. Шаповалов — <https://orcid.org/0000-0003-1339-3088>, О.В. Гнатушенко — <https://orcid.org/0000-0002-0328-0875>, А.П. Ігнатов — <https://orcid.org/0000-0001-7015-5815>

лей і сплавів важко піддається брикетуванню. А застосування спеціальних способів компактування вимагає відповідного обладнання, додаткових матеріальних та енергетичних витрат і не завжди економічно доцільне. Проте і при використанні брикетованої стружки залишаються проблеми з рафінуванням металу при індукційній плавці і з істотними втратами легуючих елементів при електродуговій, навіть в печах постійного струму. У зв'язку з вище зазначеним ведуться розробки інших, більш ефективних, ніж плавка в ДСП і ІТП, способів і технологій переробки подібних некомпактних (дискретних) металевих відходів.

Для отримання зі стружки якісного металу необхідно при її переробці забезпечувати збереження вихідного хімічного складу і видалення з металу забруднюючих домішок, в тому числі газів. Добре відомі рафінуючі можливості таких способів плавок як електронно-променева (ЕПП), плазмово-дугова (ПДП) і електрошлакова (ЕШП). Що стосується ЕПП, то по причині високих витрат на проведення такої плавки виправданим може бути використання її для переробки лише відходів дорогих металів, таких як жароміцні сплави для лопаток турбін або сплави на нікелевій або кобальтовій основі. Та й то стосовно високоякісному лому з можливими добавками до нього невеликої кількості брикетованої стружки, що пройшла ретельне очищення від усіх забруднюючих домішок [6, 7].

Плазмово-дугова плавка, як і електронно-променева, проводиться в камері і тому для можливості подачі в плавильний простір може бути використана тільки брикетована стружка, в тому числі у вигляді електрода, що переплавляється. Дані про ПДП електродів діаметром 100 мм, отриманих шляхом компактування під струмом стружки нержавіючої сталі типу X18H10T і жароміцного сплаву EP609, свідчать про високу якість одержуваного металу [8, 9]. При цьому наголошується, що стружка не очищується від мастильно-охолоджувальної рідини. Але внаслідок вигорання залишків МОР при компактуванні з нагрівом, а також випаровування вуглецю у вигляді СО в процесі ПДП, вміст вуглецю в виплавленому металі був навіть нижче, ніж у вихідному. За хімічним складом, змістом газів і механічними властивостями отриманий з стружки матеріал відповідав технічним вимогам на метал вищевказаних марок.

ПДП стружки високолегованих сталей і сплавів дозволяє отримувати якісний метал, проте необхідність компактування стружки з виготовленням витратного електрода в сукупності з досить великими витратами на плазмову плавку істотно позначається на собівартості переробки. Крім того переплав

електрода діаметром 100 мм не дозволяє досягти високої продуктивності плавки. Отримання ж зі стружки шляхом компактування з нагрівом електродів більшого діаметру, наприклад 300...400 мм, вимагає створення складного обладнання і як у випадку з ЕПП розглянутий процес економічно може бути доцільним для рециклінгу некомпактних металевих відходів дорогих сталей і сплавів.

Витрати на електрошлаковий перепад завдяки простоті і надійності обладнання в кілька разів нижчі в порівнянні з електронно-променевою і плазмово-дуговою плавками. А рафінуючі можливості досить високі, особливо коли мова йде про видалення з металу неметалевих і забруднюючих домішок, що особливо важливо при плавці стружки. Результати ЕШП в кристалізаторі діаметром 170 мм отриманих компактуванням під струмом електродів діаметром 100 мм з вищезазначених сталей X18H10T і EP609 показали, що отриманий метал має якість, відповідну технічним умовам на метал даних марок [10]. Однак складність отримання щільного по всій довжині витратного електрода, тим більше порівняно великого діаметра, обмежує широке застосування даної технології переробки стружки з нержавіючої та жароміцної сталей. Також досить витратними є способи виготовлення зі стружки витратного електрода шляхом зварювання відносно невеликих по товщині щільних брикетів або замонолічування рідким металом стружки, покладеної в горизонтальну або вертикальну форму у вигляді електрода. Виправданою з економічної точки зору може бути лише виготовлення зі стружки, що піддається холодному компактуванню, досить довгомірних пресованих заготовок, з яких з мінімальною кількістю стиків звичайним або електрошлаковим зварюванням збирається витратний електрод для ЕШП.

З огляду на вищесказане, розробляються технології електрошлакової плавки металевих стружок без її попереднього брикетування. Ґрунтуються вони на тому, що кожна частка стружки має розвинену площу поверхні при порівняно невеликій її товщині. Це забезпечує швидке розплавлення стружки при попаданні в рідкий шлак, що має температуру вище температури плавлення металу. Математичне моделювання та натурні експерименти показали, що при характерних для електрошлакового процесу температурах шлаку 1650...1750 °С час плавлення стружки становить кілька секунд, а середня масова швидкість плавки не нижче, ніж швидкість плавки суцільного металевих електрода в печах ЕШП приблизно такого самого розміру [11, 12].

При електрошлаковій плавці некомпактної шихти у вигляді стружки для підтримки електрошлакового процесу необхідно від джерела живлення (трансформатора) до шлаку підводити електричний струм. Як струмопідвідний елемент найчастіше використовують графітований електрод і процес переплаву здійснюється так, як показано на рис. 1.

У літературі є відомості про переробку за вищенаведеною схемою стружки різних сталей. Так в роботі [13] наводиться приклад переробки стружки сталі Р6М5 в кристалізаторах діаметром 125 і 150 мм з використанням в якості струмопідводу графітових електродів діаметром 40 і 50 мм відповідно. Відзначається, що за хімічним складом виплавлений метал відповідає вимогам на сталь даної марки. Механічні властивості і стійкість фрез, виготовлених з отриманих заготовок, вищі в порівнянні з аналогічними показниками інструменту, виготовленого зі сталі промислового виробництва. Пояснюється це, на думку авторів, більш тонкою карбідною структурою металу зливків ЕШП і його рафінуванням при електрошлаковій плавці.

На Новокраматорському машинобудівному заводі опробовано технологію ЕШП стружки хромо-нікельвольфрамової сталі ЭИ961 [14]. При цьому в якості невитратного електроду використовували порожнисту стальну трубу з графітовим наконечником діаметром 250 мм. В електроді передбачено отвір, в якому розміщується лоток. Із бункера за допомогою шнекової подачі через лоток в середину електроду неперервно подавали розмільчену стружку з насипною масою 0,8...0,9 г/см³. Сама плавка відбувалася в водоохолоджуваному мідному кристалізаторі діаметром 305 мм. В якості шлакової складової використовували суміш АНФ-6 (65 %) і АН-291 (35 %). Такий флюс має більший електричний опір та забезпечує підвищення температури шлакової ванни на 50...70 °С і більш високу швидкість плавки (3,5...4,0 кг/хв) в порівнянні з плавкою з використанням тільки шлаку АНФ-6. Макроструктура подовжнього перерізу отриманих зливків характеризувалася відсутністю зональної ліквіації, S, P, шлакових включень та нерозплавленої стружки. Питомі витрати електроенергії склали 1500 кВт·год/т при питомих витратах флюсу 100 кг/т.

В роботі [15] пропонується технологія переробки металевої стружки, головна відмінність якої полягає у використанні порожнистого графітованого електроду, що дозволяє подавати стружку безпосередньо в центральну, найбільш розігріту зону шлакової ванни (рис. 2).

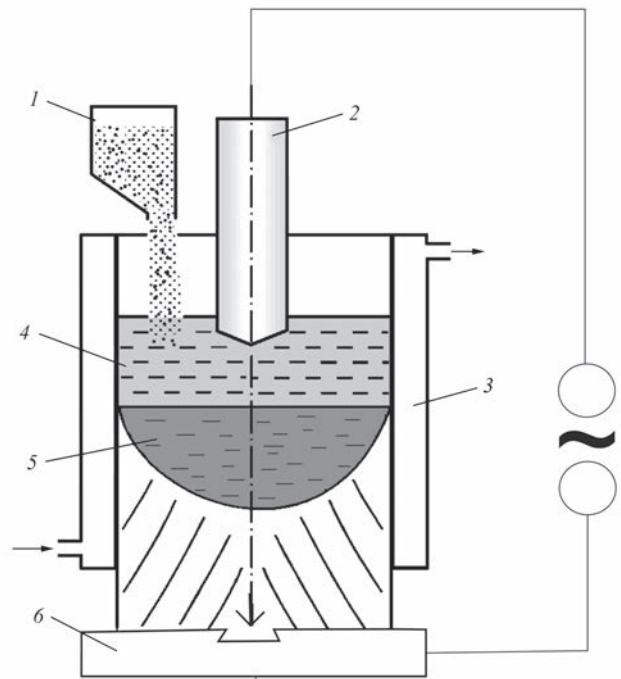


Рис. 1. Схема електрошлакової плавки стружки з використанням невитратного електроду в водоохолоджуваному кристалізаторі: 1 — бункер; 2 — невитратний електрод; 3 — водоохолоджуваний кристалізатор; 4 — шлакова ванна; 5 — металевая ванна; 6 — піддон

Підкреслюється, що запропонована технологічна схема має наступні переваги перед класичною багатостадійною схемою переплаву стружки з використанням дугової сталеплавильної печі: зменшений вигар металу і легуючих елементів; скорочену кількість стадій отримання кінцевого металу; зменшення витрат електричної енергії;

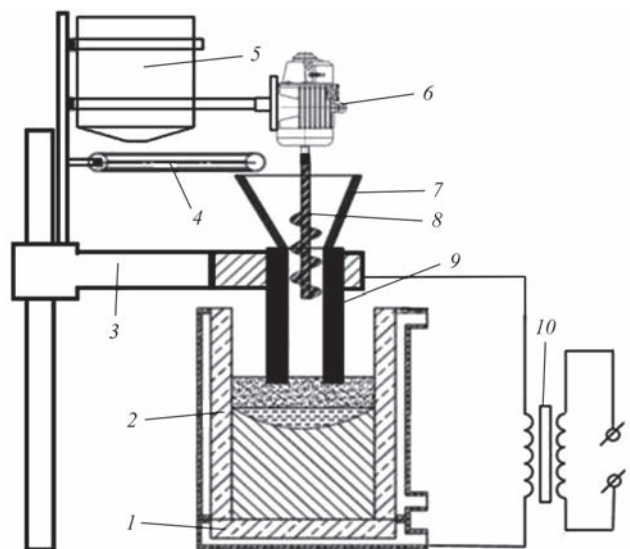


Рис. 2. Схема ЕШП некомпактних відходів з використанням полого невитратного електроду: 1 — піддон; 2 — кристалізатор; 3 — механізм переміщення електроду; 4 — дозатор; 5 — бункер для шихтових матеріалів; 6 — електропривід; 7 — воронка; 8 — шнековий живильник; 9 — полий невитратний електрод; 10 — джерело живлення

можливість переробки стружки безпосередньо на підприємствах, де вона утворюється.

Отримані зливки мали однорідну щільну структуру, включення у вигляді нерозплавлених частинок стружки або шлаку були відсутні, візуально вони не відрізнялися від злиwkів, отриманих переплавом звичайного сталевго електрода.

Вищенаведені приклади свідчать, що електрошлакова плавка з використанням невитратного струмопідвідного графітованого електрода є одним з ефективних способів переробки металевї стружки. Однак в цьому випадку існує небезпека науглецювання металу, яка багато в чому визначається складами стружки і шлаку, що переплавляють, і температурою останнього [16].

Це відзначається і в роботі [15], де підкреслюється, що одним з недоліків застосування невитратного графітованого електрода є збільшення вмісту вуглецю в металі зливка. Показано, що при переплаві стружки сталі 35ХГСА під шлаками АНФ-6, АН-29 і АНФ-32 вміст вуглецю виявився прийнятним тільки при використанні шлаку АНФ-32. В цьому випадку хімічний аналіз металу зливка показав його повну відповідність хімічному складу сталі 35ХГСА з вмістом вуглецю в межах вимог стандарту для даної марки сталі.

Тому при переробці стружки з середньо-, а тим більше низьковуглецевих сталей і сплавів застосування графітованого струмопідвода для здійснення електрошлакового процесу небажане, а найчастіше просто виключене. Що стосується використання замість них металевих водоохолоджуваних електродів, то мідні, молібденові або комбіновані (мідь–вольфрам) їх наконечники, зокрема

такі, які застосовувалися при переробці стружки з суперсплавів в роботі [17], в тій чи іншій мірі розчиняються в шлаку, забруднюючи метал, що переплавляється, особливо при досить високих температурах процесу, необхідних для ефективної плавки стружки. Тобто вони мають обмежений ресурс роботи і крім того на охолодження таких електродів витрачається до 40 % тепла, що виділяється в шлаку.

До різновиду електрошлакової плавки з невитратним водоохолоджуваним електродом можна віднести і процес ЕШП в струмопідвідному кристалізаторі (СПК), де функцію невитратного електрода виконує струмопідвідна секція кристалізатора. У роботах [18–20] наводяться дані про використання такого кристалізатора для плавки в шарі шлаку різної некомпактної дискретної шихти — сталевї і мідної стружки, відходів швидкорізальних сталей, шлаків абразивної зачистки (рис. 3).

Перевагою переробки за такою схемою металевї стружки є наявність вільного дзеркала шлакової ванни, що полегшує подачу шихти на плавку, і відсутність колони для кріплення і переміщення струмопідвідного електрода. Однак такий кристалізатор набагато складніше і дорожче звичайного і плавка з його використанням характеризується підвищеною витратою електроенергії. Крім того в конструкції подібного кристалізатора з метою запобігання ерозії поверхні струмопровідної секції, що контактує зі шлаком, передбачається установка захисного графітового кільця. А це є джерелом небажаного науглецювання металу, що переплавляється. Особливістю електрошлакового процесу в струмопідвідному кристалізаторі є переважний нагрів периферії шлакової ванни. Внаслідок цього при збільшенні діаметра кристалізатора, наприклад для того, щоб збільшити продуктивність плавки, центральна область шлакової ванни матиме відносно низьку температуру, що ускладнює плавлення шихти в цій зоні.

Для виключення забруднення металу, що переплавляється з матеріалом струмопідвідного невитратного електрода, автори патенту [21] запропонували спосіб електрошлакової плавки некомпактних металевих відходів з використанням витратного електрода (рис. 4).

Витратний електрод може бути виготовлений різними способами в залежності від можливостей підприємства, де буде реалізовуватися подібна схема переробки металевї стружки. Наприклад, зварюванням відповідного за розмірами лому з металу тієї ж марки. Автори зазначеного патенту відзначають, що при переробці стружки швидкорізальної сталі Р6М5 кількість її становить до 60...70 % від

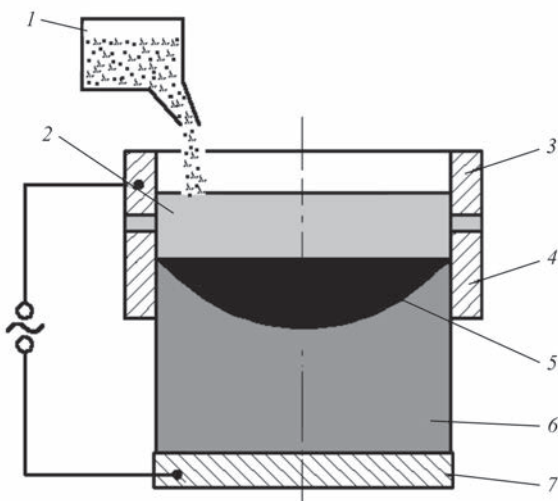


Рис. 3. Схема ЕШП некомпактних відходів у струмопідвідному кристалізаторі: 1 — бункер; 2 — шлакова ванна; 3 — струмопідвідна секція кристалізатора; 4 — формуюча секція кристалізатора; 5 — металеві ванни; 6 — зливоч; 7 — піддон

загальної маси металу, що переплавляється. При цьому отримані зливки характеризуються відсутністю дефектів ліквацийного походження, щільною бездефектною макроструктурою. Тобто, запропонований спосіб ЕШП некомпактних відходів дозволяє отримувати інструментальну сталь, яка повністю відповідає всім вимогам, що пред'являються до серійної продукції.

Останній з розглянутих варіантів електрошлакової плавки некомпактних матеріалів є найбільш придатним для переробки металевої стружки з високолегованої нержавіючої сталі і різних жароміцних сплавів. Однак і ця технологія, як і всі попередні, що передбачають плавку в водоохолоджуваному кристалізаторі з отриманням зливки, мають ряд особливостей і обмежень. По-перше, не виключається можливість попадання в порівняно невелику за обсягом металеву ванну стружки, що не повністю розплавилась, яка може заносити з собою ще й частинки шлаку. Наприклад, внаслідок попадання в шихту окремих більших по товщині елементів або стружки, щільно скрученої у відносно великий клубок, або ж наявності сплєтених між собою фрагментів. По-друге, ускладнюється плавка металу, що має в своєму складі елементи, які мають високу спорідненість до кисню. Добре відомо, що в процесі ЕШП відбувається вигар титану і частково хрому, якими легують багато нержавіючих і жароміцних сталей. А при переробці стружки такої сталі втрати зазначених елементів зростають через високі температури шлаку, необхідні для швидкого плавлення некомпактної шихти. Долегування титаном (феротитаном) і хромом (ферохромом) в необхідній кількості по ходу плавки не гарантує рівномірного розподілу цих елементів по висоті і перетину виплавлених зливок. Більш того, існує небезпека локального скупчення таких добавок.

Крім металургійних є і технологічні складнощі плавки стружки за варіантом, показаному на рис. 4. Справа в тому, що при попаданні в плавильний простір стружка в тому чи іншому місці може одночасно торкатися електрода, що переплавляється, і стінки кристалізатора. Це призводить до виникнення мікродуг, що супроводжуються дестабілізацією електрошлакового процесу і небезпекою підвищеного зносу стінки кристалізатора аж до її пропалу. Необхідно також відзначити значні витрати води на охолодження кристалізатора, а також істотні втрати тепла з цією водою, що ведуть до збільшення питомих витрат електроенергії на плавку.

Всіх перерахованих вище недоліків і обмежень позбавлений процес електрошлакової плавки в футерованій ємності — електрошлакова тигельна

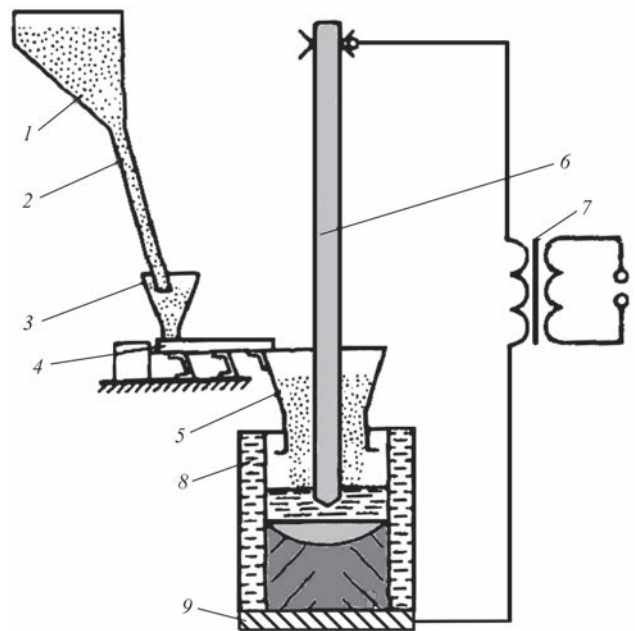


Рис. 4. Схема ЕШП некомпактних відходів з використанням витратного електрода: 1 — бункер с шихтою; 2 — жолоб; 3 — проміжна воронка; 4 — дозатор; 5 — воронка; 6 — витратний електрод; 7 — джерело живлення; 8 — кристалізатор; 9 — піддон

плавка (ЕШТП). Зазначена електрошлакова технологія знайшла широке поширення як раз для переробки різних металевих відходів. Так, із застосуванням графітованих електродів в якості струмопідводу успішно переплавляються відходи мідних і алюмінієвих сплавів у вигляді стружки, січки і дрібних шматків [22, 23] (рис. 5, а). Більш того, розроблені технології виплавки з мідних відходів мідних сплавів шляхом введення легуючих добавок в металеву ванну [24]. ЕШТП дозволяє здійснювати подібне легування практично без обмежень. Відзначається висока якість одержуваного при цьому металу, що досягається за рахунок його рафінування шлаком.

Використовувалася електрошлакова тигельна плавка авторами робіт [25, 26] і при переробці стружки з жароміцного сплаву ХН70ВМТЮФ (ЭИ617). Тигель футерувався хромомagneзитовою цеглою марки ПМ-1, використовувалася суміш шлаків АНФ-6 і АН-291, а в якості невитратного електрода служили вольфрамові, молибденові або графітові стрижні. У процесі плавки метал не розкислювали і не легували. Після закінчення плавки рідкий метал зливався в металевий кокіль. В роботах наводяться результати хімічного складу отриманого металу і його механічні властивості. При цьому не акцентується увага на зміну вмісту тих чи інших елементів, тому що виплавлені таким чином вилівки використовувалися в якості шихтових заготовок при подальшій плавці в індукційних печах. Проте з наведених даних впливає, що

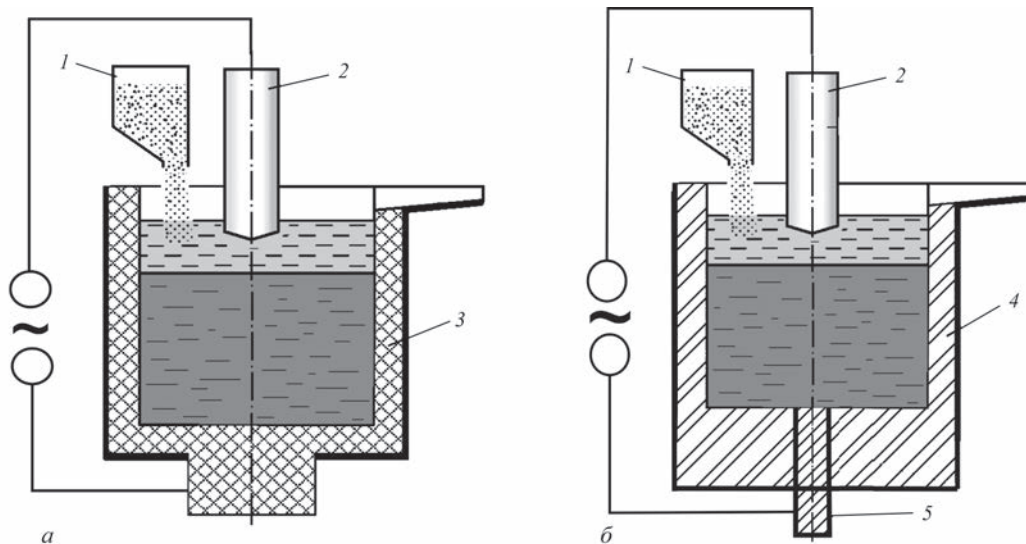


Рис. 5. Технологічна схема електрошлакової тигельної плавки в графітовій (а) та футерованій (б) ємностях: 1 — бункер; 2 — невитратний електрод; 3 — графітовий тигель; 4 — вогнетривкий тигель; 5 — струмопідвідна пластина

вміст титану в металі зменшується майже в два рази, алюмінію на 25...30, а хрому, вольфраму, молібдену і ванадію приблизно на 10 %. Тому в разі отримання при ЕШТП відразу марочного металу необхідно вживати заходів щодо зниження таких втрат при плавці, а при необхідності проводити долегування. Автори робіт стверджують, що така схема залучення у виробництво стружки дозволяє за рахунок зменшення втрат на окислювання (вигар) знизити на 15...20 % виробничі витрати.

Однак слід наголосити, що використання зазначених в роботі невитратних струмопідводів може привести, наприклад, до суттєвого науглецювання металу, яке не може бути усунуто при індукційній плавці, хіба що за рахунок розведення чистими по вуглецю шихтовими матеріалами. Тому, як відзначалося вище, для переплаву низько- і середньовуглецевих, а часом навіть високовуглецевих сталей електрошлаковий процес необхідно здійснювати витратним електродом.

Є відомості, що так чинять і на одному з підприємств України, де зі стружки штампової сталі 4Х5МФС шляхом холодного пресування отримують витратні електроди, які потім переплавляються в електрошлаковій тигельній печі. При цьому додатково стружку в процесі плавки не додають. У разі необхідності хімічний склад накопиченого в тиглі металу коригується присадками відповідних феросплавів і потім метал зливається в кокіль [27]. З отриманих заготовок виготовляються нові литі штампи, стійкість яких вище кованих, які поставляються спеціалізованими підприємствами.

Така схема переробки стружки можлива в разі отримання досить щільних і міцних електродів, що потрібно не тільки для запобігання їх поломки в процесі плавки, але і для забезпечення хорошої

провідності електричного струму. Якщо ж стружку складно скомпактувати з отриманням придатного для ЕШП електрода, а також якщо відсутня можливість або доцільність виготовлення такого електрода, процес її плавки може бути реалізований за схемою, яка показана на рис. 5, б, тільки з використанням в якості плавильної ємності не водоохолоджуваного кристалізатора, а тигельної печі.

Таким чином, виконаний аналіз способів і технологій переробки металевих стружок показує, що для рециклінгу низько- і середньовуглецевої легованої сталі, в тому числі нержавіючої та жароміцної, найбільш перспективною є комбінована плавка в електрошлаковій тигельній печі витратного електрода з одночасною подачею на плавку сипучої стружки. Залежно від умов і технологічних особливостей проведення подібної плавки кількість стружки, яку переплавляють, може становити до 70 % від загальної маси металу, що переплавляється. При цьому ефективно рафінування шлаком і можливість проведення активних металургійних операцій, в тому числі легування і розкислення, дозволяє отримувати метал високої якості.

Список літератури

1. Кукуй Д.М., Емельянович И.В., Петровский В.П. и др. (2009) Опыт утилизации металлической стружки. *Литье и металлургия*, 1, 47–50.
2. Шаповалов В.А., Бурнашев В.Р., Биктагиров Ф.К. и др. (2009) Переработка стружки жаропрочной стали ЭП609Ш способом компактирования под электрическим током с последующим электрошлаковым переплавом. *Современная электрометаллургия*, 3, 43–45.
3. Попов К.А. (2019) Утилизация и переработка металлической стружки. *Молодежная наука в развитии регионов*. Пермь, Издательство Перм. нац. исслед. политех. ун-та, 167–170.
4. Абрамов К.Б., Самуйлов С.Д., Фиглин Ю.А. (1998) Брикетирование титановой стружки под воздействием корот-

- ких импульсов электрического тока. *Цветные металлы*, **12**, 70–74.
5. Шаповалов В.А., Биктагиров Ф.К., Бурнашев В.Р. и др. (2011) Электротермическое компактирование металлических материалов: возможности и перспективы. *Заготовительные производства в машиностроении*, **5**, 5–10.
 6. Аникин Ю.Ф., Жежера А.Д., Ладохин С.В., Лапшук Т.В. (1998) Установка для совмещенной индукционной и электронно-лучевой плавки металлов и сплавов. *Металл и литье Украины*, **5–6**, 8–10.
 7. Аникин Ю.Ф., Ладохин С.В., Яковлев В.Т. (1998) Технологические параметры выплавки сложноголегированных никелевых сплавов в электронно-лучевых литейных установках. *Процессы литья*, **3–4**, 23–26.
 8. Шаповалов В.А., Биктагиров Ф.К., Бурнашев В.Р., Никитенко Ю.А. (2011) Плазменно-дуговой переплав заготовки, скомпактированной из стружки стали ЭП609-Ш. *Современная электрометаллургия*, **3**, 21–23.
 9. Бурнашев В.Р., Шаповалов В.А., Жиров Д.М. и др. (2014) Плазменно-дуговой переплав заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных нержавеющей сталей. *Там же*, **1**, 37–40.
 10. Шаповалов В.А., Бурнашев В.Р., Биктагиров Ф.К. и др. (2011) ЭШП электродов, спрессованных из стружки аустенитных нержавеющей сталей. *Там же*, **4**, 46–48.
 11. Волков А.Е., Гохман Г.З., Шалимов Ал. Г. (1984) Плавление и рафинирование металла в перегретом шлаке некомпактных материалов. *Сталь*, **7**, 30–33.
 12. Кузьменко О.Г. (2004) Поведение частиц некомпактной присадки на границе воздух–шлак при электроразливочной наплавке. *Автоматическая сварка*, **10**, 11–15.
 13. Волков А.Е., Шалимов Ал. Г. (1989) Производство легированной стали методом электрошлакового переплава стружки. *Сталь*, **12**, 27–29.
 14. Молдован Г.А., Вишневецкий А.В., Заводовский В.К., Олейниченко В.И. (1975) Выплавка шихтовых слитков способом ЭШП из высоколегированной стали. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **1**, 45–47.
 15. Кочкин С.В. (2015) Разработка технологии переработки металлической стружки методом электрошлакового переплава. *Современные научные исследования и инновации*, **6**, Ч. 1. URL: <http://web.snauka.ru/issues/2015/06/53989>.
 16. Биктагиров Ф.К. (2003) Поведение углерода при электрошлаковой обработке металлов. *Проблемы сварки, металлургии и родственных технологий. Сб. тр. VIII Международ. научно-технической конференции. Тбилиси, Модери*, сс. 255–265.
 17. Satya Prasad V.V., Sambasiva Rao A., Prakash U. et al. (1996) Recycling of superalloy scrap through electro slag remelting. *ISIJ International*, **1**, 1459–1464.
 18. Кусков Ю.М., Кузьменко О.Г., Лентюгов И.П. (2019) Применение стружки из стали 5ХНМ при электрошлаковой наплавке штампов в токоподводящем кристаллизаторе. *Автоматическая сварка*, **6**, 44–50.
 19. Кусков Ю.М. (2001) Электрошлаковый переплав отходов различных производств с использованием нерасходуемого водоохлаждаемого электрода. *Электрометаллургия*, **2**, 28–28.
 20. Кусков Ю.М., Безкорвайный В.И., Ус В.И., Медовар Л.Б. (1992) Безэлектродная технология электрошлакового переплава медных отходов. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **3**, 29–32.
 21. Альтман В.А., Орлов О.И. (2010). *Способ выплавки высококачественных инструментальных сталей из отходов инструментального производства*. РФ, Пат. 2405843.
 22. Биктагиров Ф.К. (2003) Применение электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для плавки, рафинирования и обработки металлов. Сообщение 2. *Современная электрометаллургия*, **1**, 5–9.
 23. Цыганов А.С. (1961) *Производство вторичных цветных металлов*. Москва, Metallurgizdat.
 24. Строганов Г.Б. (1971) *Общая металлургия и технология обработки цветных металлов*. Москва, Metallurgizdat.
 25. Жеребцов С.Н. (2012) Применение технологии электрошлакового переплава стружки высоколегированных сталей и сплавов для получения мерной заготовки. *Электрометаллургия*, **4**, 32–34.
 26. Жеребцов С.Н., Романовский Ю.В. (2005) Электрошлаковый переплав стружки высоколегированных жаропрочных сплавов. *Омский вестник*, **2**, 108–109.
 27. Бутко В.И. (2010) *Спосіб отримання злитків зі стружки*. Україна, Пат. 54324.

References

1. Kukuj, D.M., Emelyanovich, I.V., Petrovsky, V.P. et al. (2009) Experience of recycling of metal chips. *Litio i Metallurgiya*, **1**, 47–50 [in Russian].
2. Shapovalov, V.A., Burnashev, V.R., Biktairov, F.K. et al. (2009) Recycling of chips of heat-resistant steel EP609-Sh using the method of compacting at electric current with subsequent electrosag remelting. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 43–45 [in Russian].
3. Popov, K.A. (2019) Utilization and recycling of metal chips. In: *Junior science in development of regions*. Perm, TSU [in Russian].
4. Abramov, K.B., Samujlov, S.D., Figlin, Yu.A. (1998) Briquetting of titanium chips under action of short pulses of electric current. *Tsvetnye Metally*, **12**, 70–74 [in Russian].
5. Shapovalov, V.A., Biktairov, F.K., Burnashev, V.R., et al. (2011) Electrothermal compacting of metal materials: Possibilities and prospects. *Zagotovitelnye Proizvodstva v Mashinostroenii*, **5**, 5–10 [in Russian].
6. Anikin, Yu.F., Zhezhera, A.D., Ladokhin, S.V., Lapshuk, T.V. (1998) Installation for combined induction and electron beam melting of metals and alloys. *Metall i Litio Ukrainy*, **5–6**, 8–10 [in Russian].
7. Anikin, Yu.F., Ladokhin, S.V., Yakovlev, V.T. (1998) Technological parameters of melting of complex alloyed nickel alloys in electron beam casting installations. *Protsessy Litya*, **3–4**, 23–26 [in Russian].
8. Shapovalov, V.A., Biktairov, F.K., Burnashev, V.R., Nikitenko, Yu.A. (2011) Plasma-arc remelting of billet, compacted of EP609-Sh steel chips. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 21–23 [in Russian].
9. Burnashev, V.R., Shapovalov, V.A., Zhiron, D.M. et al. (2014) Plasma-arc remelting of billets compacted from chips of austenitic stainless steels. *Ibid.*, **1**, 37–40 [in Russian].
10. Shapovalov, V.A., Burnashev, V.R., Biktairov, F.K. et al. (2011) ESR of electrodes compacted of austenite stainless steel chips. *Ibid.*, **4**, 46–48 [in Russian].
11. Volkov, A.E., Gokhman, G.Z., Shalimov, Al.G. (1984) Melting and refining of metal in overheated slag of noncompact materials. *Stal*, **7**, 30–33 [in Russian].
12. Kuzmenko, O.G. (2004) Behavior of particles of a nocompact filler at air-slag interface in electrosag hardfacing. *The Paton Welding J.*, **10**, 8–11.
13. Volkov, A.E., Shalimov, Al.G. (1989) Production of alloyed steel by method of electrosag remelting of chips. *Stal*, **12**, 27–29 [in Russian].

14. Moldovan, G.A., Vishnevsky, A.V., Zavadovsky, V.K., Olejnichenko, V.I. (1975) Melting of charge ingots by ESR method from high-alloyed steel. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **1**, 45–47 [in Russian].
15. Kochkin, S.V. (2015) Development of technology of metal chips recycling by electroslag remelting method. *Sovremennye Nauchnye Issledovaniya i Innovatsii*, **6**, Pt 1. URL: <http://web.snauka.ru/issues/2015/06/53989> [in Russian].
16. Biktagirov, F.K. (2003) Behavior of carbon in electroslag processing of metals. In: *Proc. of 8th Int. Sci.-Techn. Conf. on Problems of Welding, Metallurgy and Related Technologies (Tbilisi, Modemi)*, 255–265.
17. Satya Prasad, V.V., Sambasiva Rao, A., Prakash, U. et al. (1996) Recycling of superalloy scrap through electroslag remelting. *ISIJ Intern.*, **1**, 1459–1464.
18. Kuskov, Yu.M., Kuzmenko, O.G., Lentuygov, I.P. (2019) Application of chips of steel 5KhNM in electroslag surfacing of dies in current-conducting mold. *The Paton Welding J.*, **6**, 43–45.
19. Kuskov, Yu.M. (2001) Electroslag remelting of wastes of different productions using nonconsumable water-cooled electrode. *Elektrometallurgiya*, **2**, 28–28 [in Russian].
20. Kuskov, Yu.M., Bezkorovajny, V.I., Us, V.I., Medovar, L.B. (1992) Electrodeless technology of electroslag remelting of copper wastes. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **3**, 29–32 [in Russian].
21. Altman, V.A., Orlov, O.I. (2010) *Method of melting of high-quality tool steels from wastes of tool production*. RF Pat. 2405843 [in Russian].
22. Biktagirov, F.K. (2003) Application of non-consumable electrode electroslag process for melting, refining and treatment of metals. Report 2. *Advances in Electrometallurgy*, **1**, 4–8.
23. Tsyganov, A.S. (1961) Production of secondary nonferrous metals. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
24. Stroganov, G.B. (1971) *General metallurgy and technology of nonferrous metals processing*. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
25. Zherebtsov, S.N. (2012) Application of technology of electroslag remelting high-alloyed steels and alloys chips for producing of measuring billet. *Elektrometallurgiya*, **4**, 32–34 [in Russian].
26. Zherebtsov, S.N., Romanovsky, Yu.V. (2005) Electroslag remelting of chips of high-alloyed heat-resistant alloys. *Omskij Vestnik*, **2**, 108–109 [in Russian].
27. Butko, V.I. (2010) *Method of producing of ingots from chips*. Ukraine Pat. 54324 [in Ukrainian].

TECHNOLOGY OF PROCESSING METAL CHIPS (Review)

O.V. Veretilnik, F.K. Biktagirov, V.O. Shapovalov, O.V. Gnatushenko, A.P. Ignatov
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

Analysis of the known methods and technologies of processing metal chips was performed. It is noted that chips containing expensive alloying elements, namely tungsten, molybdenum, chromium, nickel, vanadium, niobium, etc., are the most valuable in terms of resource conservation. For melting by traditional methods in arc steel and induction furnaces the chips have to be briquetted first. However, there are problems with metal refining in induction crucible melting and with significant loss of alloying elements in arc melting. Technologies based on the electroslag process, when such material is melted in a layer of liquid slag, became the most widely accepted among those for processing uncompacted chips. Here both the nonconsumable, predominantly graphite, and consumable metal electrodes can be used as current-supplying electrode. A conclusion is made that combined melting of a consumable electrode in an electroslag crucible furnace with simultaneous feeding of chips for melting in the quantity of 70 % of the mass of material being remelted, is the most promising for recycling chips from low- and medium-carbon alloyed metal, including widely applied stainless and high-temperature steels and alloys on iron and nickel base. Ref. 27, Fig. 5.

Key words: chips; recycling; remelting; electroslag remelting; nonconsumable electrode; consumable electrode; electroslag crucible melting

Надійшла до редакції 20.02.2020



Zaporozhye Industrial Forum

08–10 September, 2020, Zaporozhye, Ukraine

26th International Specialized Exhibition of Industrial Solutions

<https://expo.zp.ua/zpf/>

INTERNATIONAL CONFERENCES



X International Conference
«Mathematical Modeling
and Information Technologies in Welding
and Related Processes»

Hotel «Arkadia»,
14–18 September, 2020,
Odessa, Ukraine

<https://pwi-scientists.com/eng/mmi2020>

XXIII International Conference
«Non-Destructive Testing
and Monitoring
of Technical Condition»

Hotel «Arkadia»,
14–18 September, 2020,
Odessa, Ukraine

<http://pwi-scientists.com/ukr/nktd2020>



ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНІ МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ β -СТАБІЛІЗОВАНОГО ІНТЕРМЕТАЛІДНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ TiAl ПІСЛЯ ІНДУКЦІЙНОЇ ЗОННОЇ ПЛАВКИ

Л.М. Лобанов, Ю.А. Асніс, Н.В. Піскун, І.І. Статкевич

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

Досліджували інтерметалідний β -стабілізований сплав системи TiAl–Ti–44Al–5Nb–3Cr–1,5Zr (at. %), який був отриманий електронно-променевою плавкою. Заготовки литого сплаву повторно переплавляли способом індукційної безтигельної зонної плавки. Вказаний спосіб обробки є одним з найбільш привабливих для поліпшення структури зливку, що, в свою чергу, значно підвищує механічні характеристики сплаву. Описано обладнання для проведення високотемпературних механічних випробувань сплаву. Визначені такі механічні характеристики, як межа текучості, межа міцності, ступінь деформації при стисканні, а також модуль пружності і швидкість повзучості в вихідному стані і після індукційної безтигельної зонної плавки. По цих даних побудовані криві деформації. Показано, що індукційна безтигельна зонна плавка призвела до істотного збільшення високотемпературних характеристик сплаву Ti–44Al–5Nb–3Cr–1,5Zr. Бібліогр. 15, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: інтерметалідний сплав; система TiAl; високотемпературні механічні випробування; механічні характеристики; міцність; текучість; ступінь деформації; повзучість; пружність

Інтерметаліди на основі γ -TiAl є перспективними матеріалами для аерокосмічної техніки, автомобільної промисловості та інших галузей техніки. Вони відрізняються високою жароміцністю, повзучістю та корозійною стійкістю. Завдяки їх механічним властивостям інтерметаліди системи TiAl є оптимальними матеріалами для високотемпературних конструкцій [1]. Однією з найважливіших проблем сучасного металознавства є підвищення рівня механічних властивостей титанових сплавів, які в даний час широко застосовують для виготовлення деталей газотурбінних двигунів (ГТД). Останнім часом компанія «General Electric», що є лідером в будівництві авіадвигунів і використовує тільки новітні технології, повідомила про застосування інтерметалідних сплавів системи γ -TiAl в своєму найновішому серійному двигуні GE9x-1B для Boeing-787 Dreamliner. У турбіні низького тиску останні два ступені виготовлені з інтерметалідного сплаву системи TiAl. При цьому економия становить 180 кг матеріалу на один двигун в порівнянні з його попередником [2].

Роботи багатьох дослідників спрямовані на підвищення міцності і пластичності γ -TiAl в температурному діапазоні 800...850 °С, при якому працюють ГТД. Рациональний вибір для використання тих чи інших титанових сплавів в багатьох галузях сучасного виробництва нерозривно пов'язаний з аналізом їх поведінки при конкретних умовах експлуатації. Відомо, що в залежності від умов експлуатації виробів матеріал, з якого вони виготовлені, повинен мати певний комплекс механічних

властивостей [3]. Критичними параметрами, що найбільш часто зустрічаються при експлуатації, є навантаження в умовах високих температур.

Тому механічні властивості і їх стабільність є основними вимогами, що пред'являють до титанових сплавів, які використовують для виготовлення виробів відповідального призначення [4–6].

Для проведення досліджень в даній роботі використовували інтерметалідний сплав системи TiAl наступного складу: Ti–44Al–5Nb–3Cr–1,5Zr (at. %), який був отриманий способом електронно-променевої плавки. Злинок вихідного матеріалу мав нерівномірну грубу мікроструктуру, неоднорідний розподіл елементів по полю зливка, а також мікропори і мікротріщини. З метою поліпшення структури і підвищення механічних характеристик інтерметаліду зразки були переплавлені способом індукційної безтигельної зонної плавки (ІБЗП) [7, 8], яка дозволяє позбавитися вказаних мікроефектів та ін. При цьому відсутня пористість, так як усадка йде направлено на фронті кристалізації, а не в об'ємі зливка. Крім того ІБЗП забезпечує рівномірність розподілу структурних складових по довжині й об'єму зливка [9].

Механічні властивості сплаву безпосередньо залежать від його структурного стану [10]. Попередні дослідження структури показали, що мікроструктура вихідного матеріалу складається з ламелів γ -фази і голчастої α_2 -фази. При формуванні такої двофазної структури отриманий матеріал має низьку пластичність. Після застосування про-

Л.М. Лобанов — <https://orcid.org/0000-0001-9296-2335>, Ю.А. Асніс — <https://orcid.org/0000-0002-4697-8202>,

Н.В. Піскун — <https://orcid.org/0000-0003-1459-2310>, І.І. Статкевич — <https://orcid.org/0000-0001-9403-2123>



Рис. 1. Прилад DIL 805A/D для проведення високотемпературних досліджень

цесу ІБЗП на різних ділянках зливка формується трифазна структура, яка складається з γ -, $(\gamma+\alpha_2)$ - і В2-фаз. Структурні дослідження детально описані в роботах [11, 12]. Будучи пластичною, стабілізована фаза $\beta(\text{Ti})/\text{B2}$ впливає на підвищення механічних характеристик сплавів як при кімнатній, так і при високих температурах, а також грає позитивну роль в поліпшенні оброблюваності і, відповідно, застосування цих сплавів.

Мета даної роботи — проведення високотемпературних механічних випробувань даного сплаву у вихідному стані і після обробки способом ІБЗП.

Високотемпературні випробування зразків.

Стиснення циліндричних зразків є одним з найбільш м'яких видів випробування і тому його застосування доцільно для крихких матеріалів. Інтерметаліди системи TiAl є малопластичними (а в ряді випадків крихкими) матеріалами, тому останнім часом фахівці, що займаються вивченням цих матеріалів, їх механічні характеристики визначають методом випробування на стиснення.

Зразки сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr були піддані випробуванням на високотемпературне стиснення при температурах 700...1050 °С. Тем-

пература 700 °С є температурою в'язко-крихкого переходу для γ -TiAl інтерметалідів.

Основні принципи і методичні рекомендації, що застосовуються при випробуваннях металевих матеріалів на стиск, в тому числі при підвищених температурах, сформульовані в ГОСТ 8817-82 [13] і ГОСТ 25.503-97 [14].

Для визначення високотемпературних механічних характеристик інтерметаліду, а також для побудови залежності фізико-механічних властивостей сплаву від температури, високотемпературні дослідження були проведені з використанням дилатометру DIL 805A/D з можливістю деформації зразка при стисненні (рис. 1) [15].

Випробування на стиск при температурах 700...1050 °С проводили в вакуумі 10^{-5} Па. Пристрій працював під дією статичних навантажень від 1 до 700 МПа.

Принцип дії дилатометра заснований на вимірюванні змін лінійних розмірів зразка, викликаних зміною температури і механічного навантаження. Прилад повністю автоматизований, з автономними пристроями, які використовуються для вимірювання змін розмірів в екстремальних умовах контрольованого нагріву та охолодження. Дослідження проводяться при температурах від -160 до 1500 °С зі швидкістю нагріву до 4000 °С/с і охолодження до 2500 °С/с, що дозволяє точно імітувати реакцію матеріалу для будь-якого виробничого процесу. Деформаційний модуль DIL 805A/D приладу дозволяє деформувати зразок при відповідній температурі і з різними деформаційними параметрами з контрольованою швидкістю деформації від 0,01 до 200 мм/с. За допомогою цього приладу в інтервалі температур 700...1050 °С були визначені: межа міцності та текучості, ступень деформації при стисненні, модуль пружності, а також швидкість повзучості.

В роботі використані циліндричні зразки сплаву, що досліджували, висотою 10 мм і діаметром

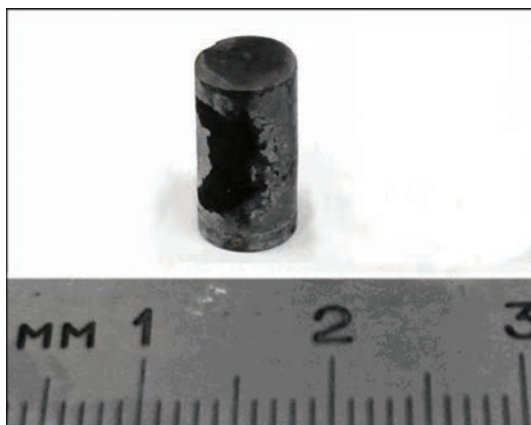


Рис. 2. Зовнішній вигляд зразка для випробування на стиснення

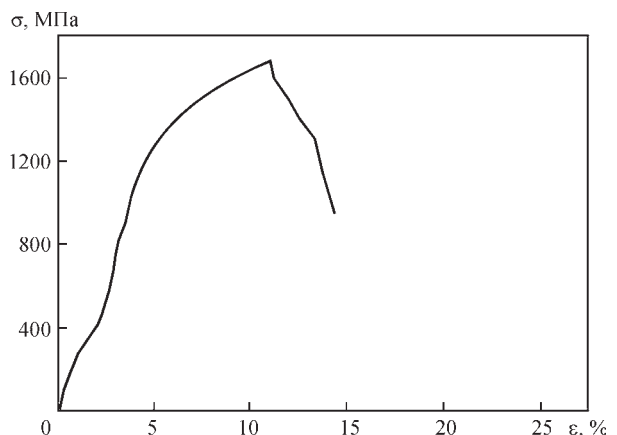


Рис. 3. Крива деформації при випробуваннях на стиснення зразків при температурі 700 °С

Механічні властивості зразків після високотемпературної деформації

Температура випробувань, °С	Модуль пружності, ГПа		Межа текучості, МПа		Межа міцності, МПа	
	Вихідний сплав	Після ІБЗП	Вихідний сплав	Після ІБЗП	Вихідний сплав	Після ІБЗП
850	86	107	480	610	530	630
900	75	95	370	550	400	570
950	64	94	275	470	330	480
1000	55	83	260	430	250	430
1050	39	70	150	340	165	370

5 мм (рис. 2). Їх вимірювання до і після деформації проводили з точністю ±0,01 мм.

Оскільки, як зазначалося вище, 700 °С є температурою в'язко-крихкого переходу для γ -TiAl сплавів, при цій температурі були проведені високотемпературні випробування зразків після ІБЗП. На рис. 3 приведена термдеформаційна крива випробування на стиск при температурі 700 °С.

З наведеної кривої випливає, що деформація на стиск становить 10 %. При цьому зразок повністю зруйнувався.

На рис. 4 показані характерні термдеформаційні криві залежності σ від ϵ для зразків після ІБЗП та деформації при 900 °С. З наведених на графіку даних випливає, що після ІБЗП пластичність значно зростає (до 50 %) у порівнянні з вихідним матеріалом.

Під час випробування при температурі 900 °С відбулося деформування зразка, але він не зруйнувався.

Крім того, для порівняння, при температурі 900 °С був випробуваний зразок вихідного матеріалу.

З аналізу наведених деформаційних кривих видно, що при температурі 700 °С (рис. 3) деформація при стисненні досягає тільки 10 % та відбувається руйнування зразка, що пов'язано, як було сказано вище, з температурою в'язко-крихкого переходу матеріалу. На відміну від цього деформація при випробуваннях при температурі 900 °С (рис. 4) досягає майже 50 % без руйнування зразка. Цей факт свідчить про можливу високу пластичність при темпе-

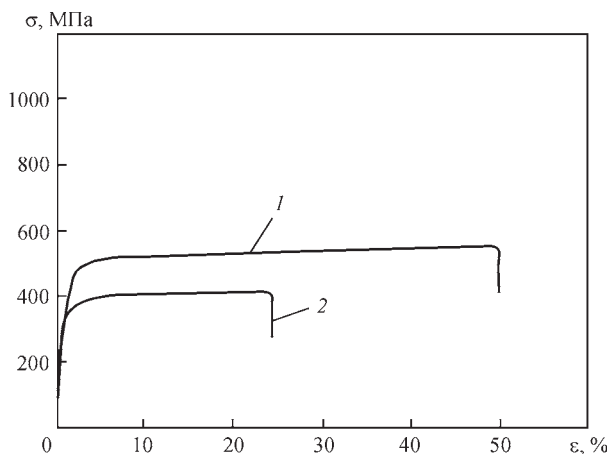


Рис. 4. Криві деформації при випробуваннях на стиснення зразків при температурі 900 °С: 1 — інтерметаліду після ІБЗП; 2 — з вихідного матеріалу

ратурах експлуатації газотурбінних двигунів (зразок вихідного матеріалу деформувався при 24 %).

Результати високотемпературних випробувань наведені в таблиці.

Для порівняння в таблиці наведені високотемпературні властивості вихідного інтерметалідного сплаву.

Аналізуючи ці дані можна зробити висновок, що у зразків, які були переплавлені способом ІБЗП, значення показників високотемпературних властивостей вищі, ніж у зразків вихідного сплаву.

Слід звернути увагу, що при температурі 850 °С (робоча температура ГТД) параметри деформації після ІБЗП вищі, ніж у вихідного матеріалу.

Крім вказаних вище параметрів на приладі DIL 805A/D були проведені дослідження залежності швидкості повзучості від температури (рис. 5).

Криві повзучості в залежності від температури показують, що при навантаженні 200 МПа, яке досягається під дією газового потоку в ГТД останнього покоління, перші ознаки повзучості зразків після ІБЗП з'являються тільки при температурі вище 950 °С. В той же час, для вихідного матеріалу ці ж ознаки з'являються при температурі 800 °С. Ці показники дуже важливі для підвищення працездатності газотурбінного двигуна.

Таким чином, верхня температурна межа застосовності сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr може бути збільшена з 750...800 до 950 °С.

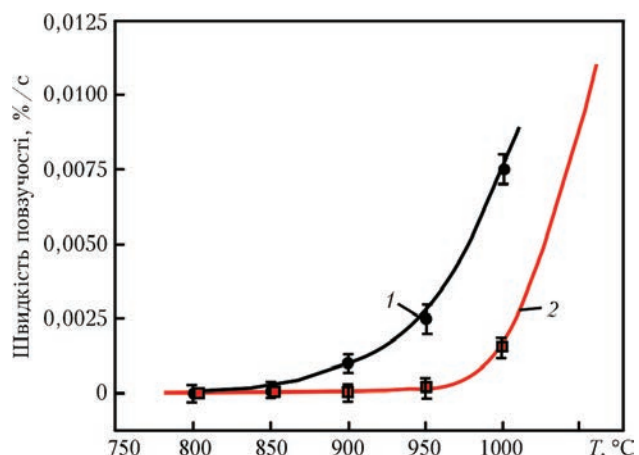


Рис. 5. Залежність швидкості повзучості вихідного (1) та після ІБЗП (2) сплавів від температури

Крім того значення високотемпературної пружності у зразків після ІБЗП зростають у 1,5 рази в порівнянні з вихідним матеріалом при температурі 950 °С, що дуже важливо для роботи авіаційних двигунів.

Висновки

1. Випробування на високотемпературне стиснення зразків сплаву Ti–44Al–5Nb–3Cr–1,5Zr (ат. %) показали, що при температурі 700 °С деформація при стисненні досягає 10 % і відбувається руйнування зразка.

2. Результати високотемпературних випробувань зразків сплаву Ti–44Al–5Nb–3Cr–1,5Zr (ат. %) показали, що ІБЗП призвела до істотного підвищення механічних властивостей, а саме: міцності, текучості, модуля пружності і опору повзучості в порівнянні з цими ж показниками вихідного матеріалу.

3. Встановлено, що при навантаженні 200 МПа перші ознаки повзучості зразків після ІБЗП з'являються при температурі вище 950 °С.

4. Показано, що значення високотемпературної пружності зразків ІБЗП зростають у 1,5 рази в порівнянні з вихідним матеріалом при температурі 950 °С, що дуже важливо для роботи авіаційних двигунів.

5. На основі комплексу досліджень високотемпературних механічних властивостей β-стабілізованого інтерметалідного сплаву системи TiAl встановлено, що верхня температурна межа застосовності цього матеріалу після індукційної безтигельної зонної плавки може бути збільшена з 750...800 до 950 °С.

Список літератури

1. Appel F., Paul J.D.H., Oering M. (2011) *Gamma titanium aluminide alloys: Science and technology*. WILEY-VCH, Weinheim.
2. Глотка Т.А., Перепелкина М.Н., Омельченко О.С. (2016) Механические свойства сложного легированного титанового сплава, полученного интенсивной пластической деформацией. Строительство. Материаловедение. *Машиностроение. Серия: Стародубовские чтения*, **90**, 71–77.
3. Фридман Л.Б. (1974) *Механические свойства металлов*. Москва, Машиностроение.
4. Иноземцев А.А., Башкатов И.Г., Каряковцев А.С. (2010) *Современные титановые сплавы и проблемы их развития*. Москва, ВИАМ.
5. Антасьев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А. и др. (2011) Перспективы разработки новых титановых сплавов. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана*, **2**, 60–67.
6. Антонюк С.Л., Моляр А.Г., Калинин А.Н. и др. (2003) Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины. *Современная электрометаллургия*, **1**, 10–14.
7. Поварова К.Б., Банньих О.А. (1999) Принципы создания конструкционных сплавов на основе интерметаллидов. Часть I. *Материаловедение*, **2**, 27–32.

8. Лобанов Л.М., Аснис Е.А., Пискун Н.В., Статкевич И.И. (2018) Улучшение структуры и механических характеристик конструкционных интерметаллидов системы титан–алюминий при направленной кристаллизации. *Доповіді НАНУ*, **12**, 51–60.
9. Брун М.Я., Солдатенко И.В., Быкова Л.А. (1992) Структура и механические свойства нового жаропрочного титанового сплава VT25U. *MiTOM*, **1**, 29–31.
10. Kartavykh A.V., Asnis E.A., Piskun N.V. et al. (2017) Room-temperature tensile properties of float-zone processed β-stabilized γ-TiAl(Nb, Cr, Zr) intermetallic. *J. Materials Letters*, **188**, 88–91.
11. Kartavykh A.V., Asnis E.A., Piskun N.V. et al. (2015) Microstructure and mechanical properties control of γ-TiAl(Nb, Cr, Zr) intermetallic alloy by induction float zone processing. *J. Alloys Compd.*, **643**, 182–186.
12. Kartavykh A.V., Asnis E.A., Piskun N.V. et al. (2016) A promising microstructure/deformability adjustment of β-stabilized γ-TiAl intermetallics. *J. Materials Letters*, **162**, 180–184.
13. ГОСТ 8817–82: *Металлы. Метод испытания на осадку*.
14. ГОСТ 25.503–97: *Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Метод испытания на сжатие*.
15. Картавых А.В., Чердынцев В.В., Степашкин А.А., Горшенков М.В. (2013) Високотемпературная дилатометрия жаропрочного сплава Ti–46Al–8N. *Металлы*, **4**, 62–69.

References

1. Appel, F., Paul, J.D.H., Oering, M. (2011) *Gamma titanium aluminide alloys: Science and technology*. WILEY-VCH, Weinheim.
2. Glotka, T.A., Perpelkina, M.N., Omelchenko, O.S. (2016) The mechanical properties of complex alloyed titanium alloy, obtained by intensive plastic deformation. Construction. Materials science. *Mashinostroenie. Series: Starodubov readings*, **90**, 71–77 [in Russian].
3. Friedman, L.B. (1974) *Mechanical properties of metals*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
4. Inozemtsev, A.A., Bashkatov, I.G., Karyakovtsev, A.S. (2010) *Modern titanium alloys and problems of their development*. Moscow, VIAM, 60–67 [in Russian].
5. Antashev, V.G., Nochovnaya, N.A., Shiryayev, A.A. et al. (2011) Prospects for the development of new titanium alloys. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman*, **2**, 60–67 [in Russian].
6. Antonyuk, S.L., Molyar, A.G., Kalinyuk, A.N. et al. (2003) Titanium alloys for the aviation industry of Ukraine. *Advances in Electrometallurgy*, **1**, 9–12.
7. Povarova, K.B., Bannykh, O.A. (1999) Principles of the construction of structural alloys on the basis of intermetallics. Pt 1. *Materialovedenie*, **2**, 27–32 [in Russian].
8. Lobanov, L.M., Asnis, E.A., Piskun, N.V., Statkevich, I.I. (2018) Improvement of the structure and mechanical characteristics of structural intermetallics of titanium–aluminum system at directional solidification. *Dopovidi NANU*, **12**, 51–60 [in Russian].
9. Brun, M.Ya., Soldatenko, I.V., Bykova, L.A. (1992) Structure and mechanical properties of new heat-resistant titanium alloy VT25U. *MiTOM*, **1**, 29–31 [in Russian].
10. Kartavykh, A.V., Asnis, E.A., Piskun, N.V. et al. (2017) Room-temperature tensile properties of float-zone processed β-stabilized γ-TiAl(Nb, Cr, Zr) intermetallic. *J. Materials Letters*, **188**, 88–91.
11. Kartavykh, A.V., Asnis, E.A., Piskun, N.V. et al. (2015) Microstructure and mechanical properties control of γ-TiAl(Nb,

- Cr, Zr) intermetallic alloy by induction float zone processing. *J. Alloys Compd.*, **643**, 182–186.
12. Kartavykh, A.V., Asnis, E.A., Piskun, N.V. et al. (2016) A promising microstructure/deformability adjustment of β -stabilized γ -TiAl intermetallics. *J. Materials Letters*, **162**, 180–184.
13. GOST 8817–82: *Metals. Upsetting test method* [in Russian].
14. GOST 25.503–97: *Calculations and strength tests. Methods of mechanical testing of metals. Compression test method* [in Russian].
15. Kartavykh, A.V., Cherdyntsev, V.V., Stepashkin, A.A., Gorshenkov, M.V. (2013) High-temperature dilatometry of heat-resistant alloy Ti–46Al–8N. *Metally*, **4**, 62–69 [in Russian].

HIGH-TEMPERATURE MECHANICAL PROPERTIES
OF β -STABILIZED INTERMETALLIC ALLOY
OF TiAl SYSTEM AFTER INDUCTION ZONE MELTING

L.M. Lobanov, E.A. Asnis, N.V. Piskun, I.I. Statkevich
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

Intermetallic β -stabilized alloy of TiAl–Ti–44Al–5Nb–3Cr–1.5Zr (at. %) system, which was obtained by electron beam melting was investigated. The cast alloy blanks were re-melted by the method of induction crucibleless zone melting. This processing method is one of the most attractive for improving the structure of the ingot, which, in its turn, significantly improves the mechanical properties of the alloy. The paper describes the equipment for high-temperature mechanical testing of the alloy. Such mechanical characteristics as yield strength, tensile strength, degree of deformation during compression, as well as the modulus of elasticity and creep rate in the initial state and after ICZM were determined. Deformation curves were plotted from these data. The test results showed that ICZM led to a significant improvement of the high-temperature characteristics of Ti–44Al–5Nb–3Cr–1.5Zr alloy. Ref. 15, Tabl. 1, Fig. 5.

Key words: intermetallic alloy; TiAl system; high-temperature mechanical tests; mechanical characteristics; strength; yield; degree of deformation; creep; elasticity

Надійшла до редакції 04.06.2020

ВЕДУЩАЯ ВЫСТАВКА В МИРЕ
СВАРКА • РЕЗКА • ОБРАБОТКА

LET'S JOIN
THE WORLD!

13.–17. сентября 2021

РЕГИСТРИРУЙТЕСЬ
СЕЙЧАС!

SCHWEISSEN
& SCHNEIDEN
No. 1
IN THE WORLD

DVS GERMAN WELDING
SOCIETY

MESSE
ESSEN

www.schweissen-schneiden.com

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОНДЕНСАТОВ NaCl–Ag, NaCl–Cu И СИНТЕЗ КОЛЛОИДНЫХ СИСТЕМ НА ИХ ОСНОВЕ

Ю.А. Курапов, Г.Г. Дидикин, С.Е. Литвин, С.М. Романенко, В.В. Борецкий

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

Исследован широкий круг характеристик и свойств новых материалов для медицины (размерных характеристик и фазового состава наночастиц, возможностей приготовления и стабилизации коллоидных систем). Приготовлены стабильные водные коллоидные системы с наночастицами серебра и меди. Источником наночастиц меди и серебра были пористые конденсаты композиции NaCl–Ag и NaCl–Cu, полученные способом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме. Стабилизаторами коллоидных систем служили поверхностно-активные вещества — альбумин, полисахариды и поливиниловый спирт. Распределение частиц по размерам в коллоидных системах выполнено с использованием метода динамического рассеяния света. Библиогр. 24, табл. 3, рис. 8.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение и конденсация (EB-PVD); наночастицы; серебро; медь; поверхностно-активное вещество; динамическое рассеяние света; коллоидная система

Успехи в использовании нанотехнологий зависят от возможностей способов промышленного производства наноматериалов. Наиболее развитыми на сегодня являются электронно-импульсные и плазменные технологии [1–4]. Сравнительный анализ известных в литературе способов получения металлических наноматериалов (химический или физический) показывает, что более перспективным является физический, поскольку полученные с помощью химических способов наноматериалы могут иметь примеси исходных соединений [1–5]. Производительность химических способов получения наночастиц не может конкурировать с способом молекулярных пучков [6, 7].

В области медицины широко используются препараты с наночастицами серебра, меди и железа. Особое внимание уделяется препаратам с наночастицами серебра и меди как альтернатива традиционным антимикробным, противогрибковым и дезинфицирующим средствам. Наночастицы (НЧ) серебра, в частности, находят применение при создании костных имплантов [3, 4]. На серебре, в отличие от антисептических препаратов, не развивается бактериальная устойчивость, при этом его можно использовать в меньших концентрациях, чем антисептик, с минимальным токсическим воздействием на живой организм. НЧ серебра стимулируют работу иммунной системы, стабилизируют обмен веществ в организме и обеззараживают более 100 видов опасных бактерий, вирусов и грибов [8]. Для сравнения, антибактериальный спектр любого антибиотика распространяется максимум на 5...10 штаммов микроорганизмов.

Медь жизненно необходимый элемент для живых организмов. Она является кофактором — элементом небелковой природы, активатором более 20 ферментных систем в живом организме, которые обеспечивают многочисленные процессы жизнедеятельности организма и устойчивость его к инфекциям. Медь значительно усиливает действие препаратов серебра [4, 8].

Для решения проблем промышленного производства, в том числе и для медицины, широкие возможности открывает физический способ получения металлических наноматериалов — электронно-лучевое испарение и осаждение в вакууме [6, 7, 9]. При одновременном испарении материалов из нескольких источников открываются возможности соосаждения их паровых потоков, что создает условия для синтеза композитных структур с заданным соотношением компонентов. В качестве компонента — матрицы композитной структуры, находит применение хлорид натрия [10, 11]. Полученные с матрицей NaCl наноматериалы приемлемы для приготовления водных коллоидных систем (КС).

В данной работе обсуждаются экспериментальные способы получения устойчивых КС с НЧ серебра и меди и исследовано влияние природы и концентрации поверхностно-активных веществ (ПАВ) на устойчивость полученных КС. Наночастицы Ag и Cu получены способом конденсации молекулярных пучков.

Техника эксперимента. В работе использован высокопроизводительный способ получения наночастиц электронно-лучевым испарением и конден-

С.Е. Литвин — <https://orcid.org/0000-0001-6113-5038>

сацией в вакууме, который позволяет испарять неорганические материалы и обеспечивает возможность четкой фиксации и регулирования размера наночастиц при их осаждении. Сущность способа состоит в испарении твердых исходных материалов из двух источников и фиксацией одним из них, называемого матрицей, другого — наночастицами (НЧ) при конденсации паров металла на охлаждаемой подложке. Исходными материалами могут служить Ag, Cu, Fe, Ni и др. металлы, в том числе сплавы металлов и их окислы. В качестве матрицы, фиксирующей НЧ, используют твердый, растворимый в жидкости, материал. Электронно-лучевым нагревом одновременно испаряют исходный материал и матрицу, при этом концентрация матрицы может составлять от 99 до 70 % в общем составе композиции. Паровую фазу осаждают на подложку, температуру которой поддерживают при определенном значении ниже температуры затвердевания матрицы. В результате получают конденсат с наночастицами заданного размера, зафиксированных в твердой матрице, причем размер НЧ можно регулировать определенной температурой подложки при осаждении паров.

Кроме того, путем увеличения объемов испаряемых материалов, мощности оборудования для испарения, площади поверхности подложки и продолжительности процесса испарения можно регулировать в широких пределах процесс получения наночастиц. Существенным и важным преимуществом в качестве фиксирующего НЧ материала матрицы является использование твердого, растворимого в жидкости неорганического материала, выбранного из группы, включающей соли щелочных, щелочноземельных металлов и их смесей.

Электронно-лучевая технология позволяет испарять матрицу одновременно с неорганическим материалом и, тем самым, надежно фиксировать в объеме матрицы размер наночастиц материала при конденсации их на подложке. Кроме того, достаточно высокие температуры плавления испаряемых материалов позволяют нагревать подложку в широком диапазоне температур и, тем самым, регулировать размер получаемых НЧ. Наночастицы материала можно извлекать из указанного конденсата растворением его, по меньшей мере, в одной жидкости и стабилизировать их ПАВ, растворенным в указанной жидкости, что значительно упрощает процесс выделения их из матрицы. Это позволило исключить необходимость разделения стадий получения и стабилизации наночастиц. Стабилизированные в твердой матрице наночастицы могут продолжительное время храниться без нарушения их размерности. Процесс же ста-

билизации НЧ в КС осуществляется на конечной стадии при растворении конденсата и приготовления коллоидных систем.

Наконец, электронно-лучевая технология позволяет получать КС, содержащие наночастицы материала заданного размера, в которой, благодаря жесткой фиксации размера получаемых наночастиц в матрице, НЧ малых размеров не агрегируют на стадии получения и последующего хранения. Это обеспечивает приготовление КС с заданным размером наночастиц.

Требующиеся для экспериментов дисперсные порошки с НЧ серебра и меди получали с помощью одновременного электронно-лучевого испарения электронными лучами (ЭЛ) из двух независимых источников веществ А (NaCl) и В (Ag, Cu) и конденсации смешанного парового потока на вращающуюся подложку на электронно-лучевой установке УЭ-109, сконструированной и изготовленной в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАНУ (рис. 1). Состав и толщину получаемых конденсатов регулировали скоростью испарения веществ А и В и продолжительностью процесса. Испарение NaCl и металлов (Ag и Cu) осуществляли из охлаждаемого медного тигля. Неподвижная медная водоохлаждаемая подложка располагалась над поверхностью испарителей на расстоянии 300 мм. Скорость конденсации смешанного парового потока составляла 2,5...6,5 мкм/мин, толщина конденсата — 180...260 мкм, температура на поверхности конденсации — 25...45 °С, которая контролировалась термопарой хромель–алюмель в двух точках [12].

Исследование структуры и фазового состава частиц металлов выполняли методом трансмиссионной электронной микроскопии на микроскопе НІТАСНІ Н-800 при ускоряющем напряжении

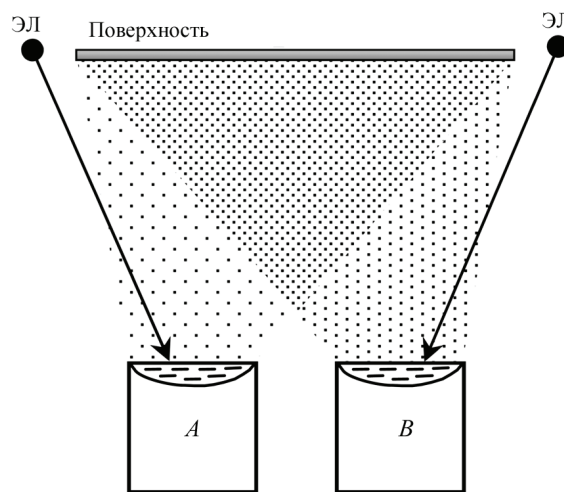


Рис. 1. Технологическая схема электронно-лучевого процесса получения конденсатов композиции NaCl–Me

Таблиця 1. Состав примесей химических элементов в конденсатах NaCl–16 мас. % Ag и NaCl–19 мас. % Cu

Химический элемент	Содержание примесей в конденсате, мас. %	
	NaCl–Ag	NaCl–Cu
Al	0,059 ± 0,007	0,001 ± 0,0006
Ca	0,13 ± 0,07	0,006 ± 0,002
Cd	< 0,0001	< 0,0001
Cr	0,0064 ± 0,003	< 0,0002
Fe	0,34 ± 0,06	0,01 ± 0,008
Mg	0,16 ± 0,042	0,0001 ± 0,0001
Mn	0,0065 ± 0,002	0,0004 ± 0,0001
Na	0,033 ± 0,004	0,14 ± 0,054
Ni	< 0,0005	0,0011 ± 0,0004
Pb	0,0026 ± 0,0005	< 0,001
V	< 0,0005	0,001 ± 0,0001
Zn	0,013 ± 0,0012	0,0002 ± 0,0001

100...150 кВ и рентгенофазового анализа. Дифрактограммы образцов регистрировали на дифрактометре ДРОН-4-07 в излучении Cu Kα линии анода с никелевым фильтром в отраженном пучке при геометрии съемки по Брэггу–Брентано в угловом интервале 10..80° с шагом 0,05. Фазовый состав, содержание фаз и средний размер кристаллитов (уравнение Шеррера) приведены в табл. 1. Полуколичественный фазовый анализ выполняли с помощью программы Match. Распределение по размерам наночастиц в КС исследовали методом динамического рассеяния света [13, 14] на лазерном корреляционном спектрометре «Zeta Sizer-3» фирмы «Malvern», Великобритания. Спектрометр был оборудован коррелятором (Multi Computing Correlator Type 7032ce). Расчет объемного или количественного относительного процента распределения наночастиц по классам (relative % in class) в зависимости от их гидродинамического размера проводили из экспериментально полученной автокорреляционной функции с помощью программы PCS Size Mode v.1.61 в режиме CONTIN. Концентрация серебра и меди в КС, а также со-

став примесей других химических элементов в конденсатах определяли с помощью метода атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно связанной плазмой (АЭС ИСП) на приборе Optima 2 100 DV фирмы «Perkin Elmer» (США) в соответствии с методами [15–17].

Результаты исследований. Высокая активность наночастиц металлов приводит к тому, что их существование в свободном виде, без взаимодействия с окружающей средой, возможно только в вакууме. Полученные конденсаты композиции NaCl–Ag и NaCl–Cu имели развитую открытую микро- и наноразмерную пористость солевой матрицы. После разгерметизации вакуумной камеры электронно-лучевой установки конденсат адсорбировал влагу и кислород воздуха поверхностью наночастиц металла, находящихся в солевой матрице, вследствие развитой открытой микро- и наноразмерной пористости солевой матрицы [18]. В результате в отделенном от поверхности подложки конденсате наночастицы присутствуют в виде меди и серебра и оксидов Cu₂O, CuO, являясь хорошими антибактериальными агентами [19].

Низкая термодинамическая устойчивость оксидов серебра не позволила прямо идентифицировать их методами трансмиссионной электронной микроскопии и рентгенофазового анализа. Хотя метод термогравиметрического анализа свидетельствует о процессах трансформации в системе Ag–O, и если считать, что наночастицы серебра имеют на своей поверхности тонкую пленку оксида серебра в виде фазы Ag₂O [20], то она разлагается при температуре 430 °С [21]. Метод рентгенофазового анализа показал, что при среднем содержании меди (20...30 мас. %) в конденсате NaCl–Cu присутствуют фазы Cu₂O и CuO [22].

Структура конденсата NaCl–Cu в поперечном сечении и полученный после его измельчения в фарфоровой ступке порошок показаны на рис. 2. С

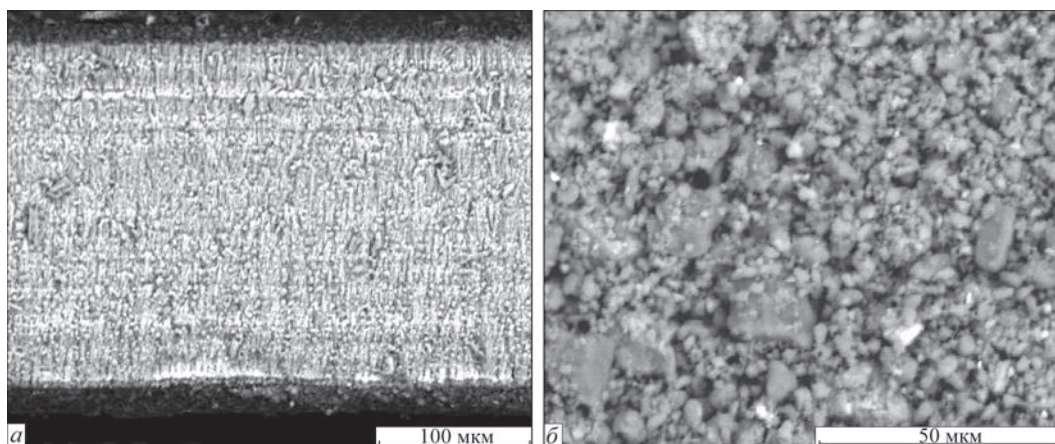


Рис. 2. Характерная структура поперечного скола (а) конденсата NaCl–Cu и его гранулы (б) после измельчения

Таблиця 2. Распределение частиц по объему в КС H₂O–NaCl–Ag–альбумин в зависимости от концентрации альбумина, об. %

Время, сутки	0,1		0,5		2,5		5,0
	1	2	3		4		5
3	5/100	4/100	–	–	–	–	4/100
7	5/100	4/100	14/99	410/1	12/99	400/1	4/100
84	–	–	–	–	16/99	370/1	–
253	–	–	14/99	–	–	–	–
385	–	–	–	–	40/55	380/45	–

Примечание. В числителе указан средний измеренный размер частиц, в знаменателе — количество их по объему.

использованием порошков NaCl–Ag и NaCl–Cu готовили КС с наночастицами серебра и оксидов меди.

Хотя физический способ получения НЧ металлов считается более чистым в сравнении с химическим, однако исходные эталонные слитки и хлорид натрия могут иметь незначительные примеси химических элементов. Поэтому оценивали элементный состав конденсатов NaCl–Ag и NaCl–Cu с помощью метода АЭС ИСП на содержание примесей химических элементов. Учитывая, что характерной особенностью наноматериалов для биотехнологии является их исключительное специфическое действие на живой организм, важным моментом в процессе дальнейших исследований был выбор дисперсной системы. Способ получения НЧ серебра и оксидов меди требовал выбора состава КС, которые имели бы стабильные характеристики размеров и концентрации частиц во времени, что является определяющим для использования НЧ металлов в биологии и медицине. С этой целью были проведены исследования по приготовлению стабильных во времени КС с НЧ серебра и оксидов Cu. Исследованные КС содержали 60 и 100 мг/л НЧ металлов. Результаты исследований представлены на графиках и в табл. 1 и 2.

Анализ результатов. Проблема устойчивости дисперсных систем — одна из основных в коллоидной химии. Большинство КС термодинамически неустойчивы и частицы дисперсной фазы в них имеют тенденцию к агрегации. В то же время скорость агрегации многих дисперсных систем мала, в этом случае система не претерпевает изменений в течение длительного времени и ее считают кинетически устойчивой (метастабильной). В неустойчивых системах происходит коагуляция, ведущая к образованию более крупных частиц. Устойчивость КС изменяется в очень широких пределах и зависит от ряда факторов: изменение температуры, увеличение концентрации дисперсной фазы, механическое воздействие, добавление электролитов. Системы с одинаковыми по размерам частицами

дисперсной фазы называются монодисперсными, а с неодинаковыми — полидисперсными.

Известно, что водные дисперсии (коллоиды) можно стабилизировать (снизить флокуляцию) при добавлении водорастворимых полимеров, так называемых защитных коллоидов, например желатина, казеина, поливинилового спирта. Стабилизатором КС могут быть ионы или молекулы. Различают электрический и молекулярно-адсорбционный (структурно-механический) механизмы стабилизации дисперсных систем. В случае электрического механизма на поверхности коллоидных частиц адсорбируются ионы, а в случае молекулярно-адсорбционного — молекулы.

В отличие от стабилизации электростатической стабилизация полимерами более удобна из-за меньшей чувствительности к добавкам солей (электролитов). В органорастворимых композициях введение соответствующих полимеров зачастую является единственным способом стабилизации дисперсий. При этом используемые полимеры (высокомолекулярные диспергирующие добавки или пленкообразователи) должны адсорбироваться на поверхности твердых частиц и вытеснять адсорбированные молекулы растворителя или агентов смачивания.

Если в наших экспериментах дисперсионной средой служила вода, то полученные КС были термодинамически неустойчивы, наблюдалась агрегация высокодисперсных частиц в более крупные образования и система разделялась на осадок дисперсной фазы (коагулят) и дисперсионную среду вследствие перехода системы в состояние с более низкой свободной энергией. Молекулярно-адсорбционная стабилизация дисперсных систем играет важную роль в устойчивости дисперсий как в водной, так и неводной средах. Между дисперсными частицами существуют силы взаимного притяжения. Ослабление этих сил, приводящее к стабилизации дисперсных систем, может происходить в результате образования вокруг коллоидных частиц адсорбционных

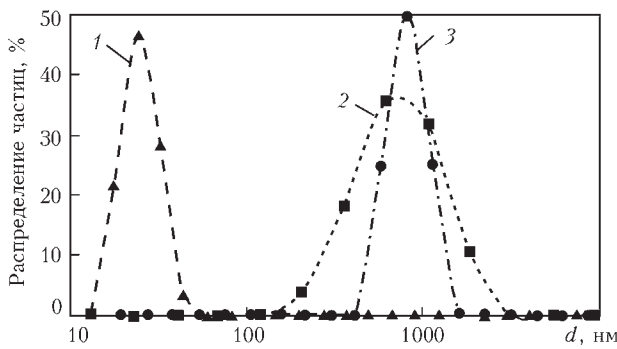


Рис. 3. Количественное распределение частиц оксида меди по размерам (d) в КС $H_2O-NaCl-Cu$: 1 — 0,5; 2 — 3; 3 — 5 об. % полисахарида. Содержание меди в КС $\cong 60$ ppm, $NaCl < 0,1$ %

слоев из молекул дисперсионной среды и растворенных в ней веществ. Ослабляя взаимное притяжение частиц дисперсной фазы, эти слои препятствуют их сближению. Однако стабилизация дисперсных систем значительно более эффективна при добавлении к ним поверхностно-активных веществ и высокомолекулярных соединений, адсорбирующихся на границе раздела фаз. Адсорбционные слои этих веществ, обладая упругостью и механической прочностью, надежно предотвращают слипание дисперсных частиц. В качестве стерических стабилизаторов обычно используют мицеллы ПАВ, полимерные везикулы, микроэмульсии, растворы полимеров, органические и неорганические гели [2, 23, 24].

В роли ПАВ в работе использовали альбумин, полисахариды, поливиниловый спирт (ПВС). КС оксид меди–вода стабилизировали полисахаридом. Взаимодействие между наночастицами оксида меди, их агрегатами и комплексами и их влияние на измеренный диаметр частиц наблюдали на КС с различной концентрацией полисахарида. Функция распределения наночастиц оксида меди при 0,5 об. % полисахарида имеет максимум при 25 нм (рис. 3, кривая 1). При концентрации полисахарида равной 3 и 5 % средний измеренный диаметр частиц составил 700 и 900 нм соответственно, что может быть

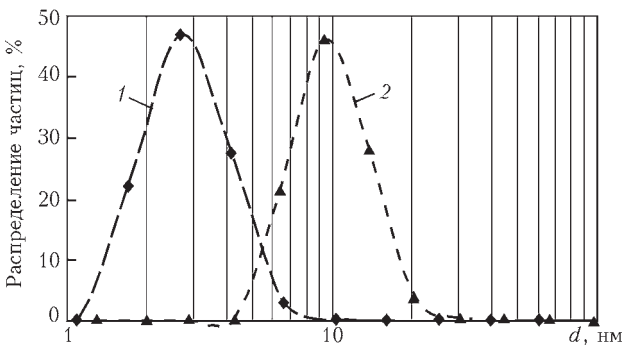


Рис. 4. Влияние концентрации БПАВ на количественное распределение наночастиц по размерам (d) в КС $H_2O-NaCl-Ag$: 1 — 0,5; 2 — 5 об. %; 80 суток после приготовления. Содержание оксида Ag в КС $\cong 100$ ppm; $NaCl < 0,1$ %

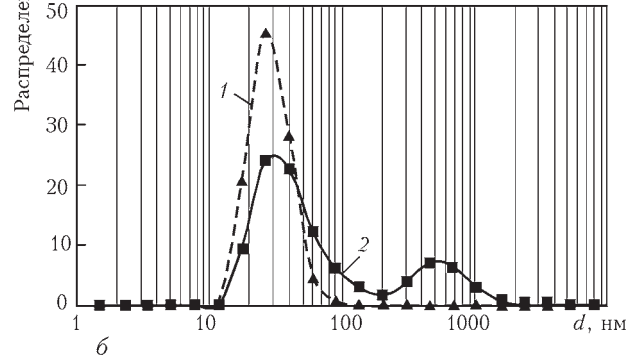
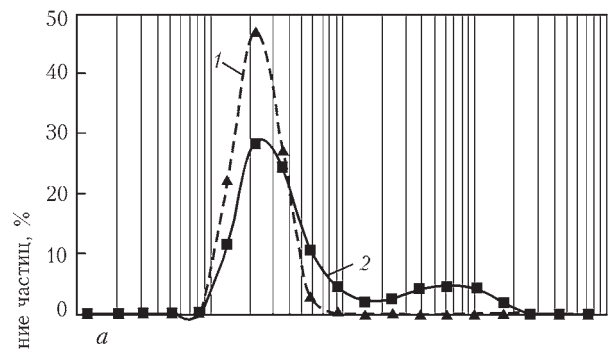


Рис. 5. Количественное (1) и объемное (2) распределение частиц по размерам в КС $H_2O-NaCl-Cu-1$ об. % ПВС: а — сутки; б — 8 суток после приготовления

следствием образования устойчивых агрегатов частиц (рис. 3, кривые 2 и 3).

Коллоидную систему $Ag-H_2O$ стабилизировали белковыми поверхностно-активными веществами (БПАВ) — группа высокомолекулярных ПАВ, в которую входят, в частности, природные натуральные белки и полипептиды, а также дена-

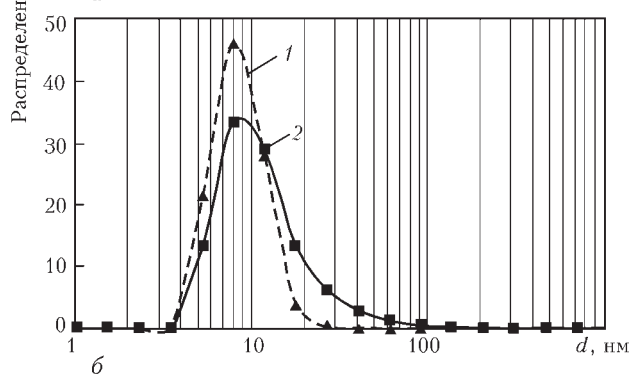
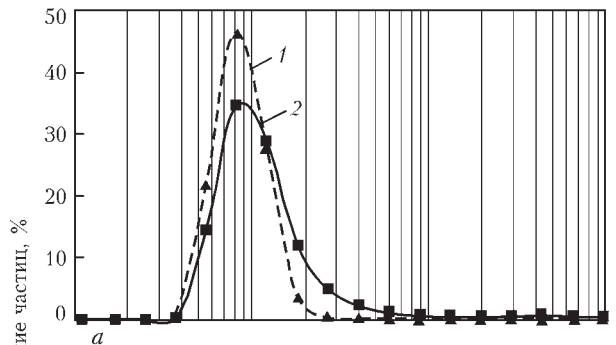


Рис. 6. Количественное (1) и объемное (2) распределение частиц по размерам (d) в КС $H_2O-NaCl-Ag-0,5$ об. % альбумина: а — 8 суток; б — 253 суток после приготовления

Таблиця 3. Фазовий состав образцов NaCl–23%Cu и NaCl–16%Ag

Образец	Фазовый состав	Средний размер кристаллитов, нм	Содержание фазы, мас. %
NaCl–23 % Cu	NaCl JCPDS # 75-306	55	82
	Cu ₂ O JCPDS # 74-1230	20	13
	CuO JCPDS # 80-76	10...15	4
	Cu JCPDS # 85-1326	Не обнаружено	1
NaCl–16 % Ag	NaCl JCPDS # 75-306	46	85
	Ag JCPDS # 87-597	8	15

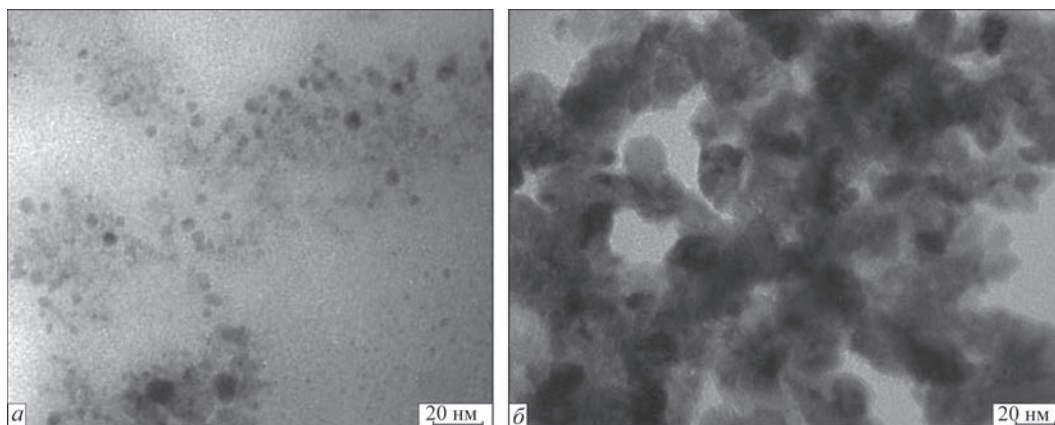


Рис. 7. Наночастицы серебра (а) и меди (б), полученные после удаления соли путем отмывания водой из конденсатов NaCl–16 мас. % Ag и NaCl–19 мас. % Cu

турированные белки. БПАВ относятся к структурообразующим ПАВ. В результате адсорбции их на поверхностях различной природы формируются адсорбционные слои. Реологические свойства позволяют отнести такие слои к твердообразным телам (гелям, двумерным кристаллам и др.), они являются причиной эффективной стабилизации различных дисперсий. При концентрации БПАВ 0,5 % средний измеренный размер наночастиц составил 3 нм, а при концентрации равной 5 % функция распределения наночастиц имеет одномодальный характер с максимумом при 10 нм (рис. 4, кривые 1 и 2). Таким образом, увеличение концентрации БПАВ в водном растворе увеличивает гидродинамический размер частиц.

Стабильность КС определяли во времени (рис. 5, табл. 2). В таблице приведены данные размерного распределения частиц по объему. Как видно, стабильность КС выше с большим содержанием ПАВ. Если в КС с содержанием ПАВ 0,1...2,5 % имеем как моно-, так и полидисперсное распределение частиц, то при 5 % ПАВ система имеет монодисперсное распределение частиц.

Установлено, что альбумин в качестве ПАВ стабилизирует коллоидные водные растворы с малыми частицами серебра (рис. 6, табл. 2), при этом стабильность КС с серебром зависит от условий хранения. Была приготовлена КС H₂O–NaCl–Ag–0,5 об. % альбумина (рис. 6, табл. 2).

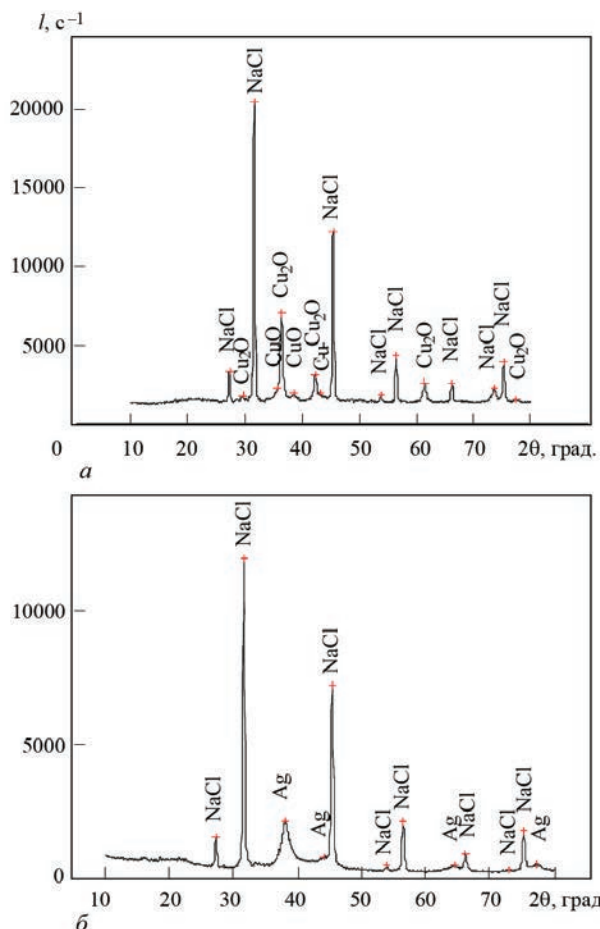


Рис. 8. Дифрактограммы образцов NaCl–23 % Cu (а) и NaCl–16 % Ag (б)

Приготовленную КС хранили в холодильнике при температуре +4 °С. Измерения распределения частиц, выполненные через 8 и 253 суток после приготовления, показали ее высокую стабильность (рис. 6). В продолжение 385 суток сохраняла свои размерные свойства также КС с серебром и большим содержанием альбумина (образец 4, табл. 2). Для меди высокая стабильность отмечена для КС на основе водного раствора с 1 об. % ПВС. Максимум на кривых распределения частиц по размеру находится при 25 нм (рис. 5).

На рис. 7 приведены фотографии наночастиц серебра и меди, полученные растворением в воде измельченных конденсатов после удаления соли путем вымывания ее водой из конденсатов NaCl–16 мас. % Ag и NaCl–19 мас. % Cu. В табл. 3 и на рис. 8 показаны фазовый состав и дифрактограммы наноконпозитов NaCl–23 мас. % Cu (а) и NaCl–16 мас. % Ag (б).

Выводы

1. Способ электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме позволяет синтезировать наноконпозиты NaCl–Ag и NaCl–Cu с капсулированными в пористой матрице NaCl наночастицами серебра и меди со средним размером частиц: Ag в диапазоне от 5 до 20 нм и Cu — около 25 нм.

2. Методом рентгенофазового анализа установлено, что при содержании меди 20...30 мас. % в конденсате NaCl–Cu присутствуют фазы Cu₂O и CuO, а в конденсатах NaCl–Ag присутствуют наночастицы Ag.

3. Показано, что методами трансмиссионной электронной микроскопии и рентгенофазового анализа не представляется возможным идентифицировать фазу Ag₂O, хотя наночастицы серебра имеют на своей поверхности тонкую пленку оксида серебра в виде фазы Ag₂O.

4. Альбумин в качестве ПАВ стабилизирует коллоидные водные растворы с малыми частицами серебра. КС с серебром показали высокую стабильность при содержании альбумина 2,5 %. Высокую стабильность КС с НЧ оксидов меди имеет 1%-ный водный раствор ПВС.

Авторы выражают искреннюю благодарность руководителю лаборатории оптических методов исследований, старшему научному сотруднику Института биохимии им. А.В. Палладина НАН Украины кандидату биологических наук Горчеву В.Ф. за проведенные исследования распределения наночастиц по размерам на фотонном корреляционном спектрометре.

Список литературы

1. Фостер Л. (2008) *Нанотехнологии, наука, инновации и возможности*. Пер. с англ. Москва, Техносфера.
2. Сергеев Г.Б. (2007) *Нанохимия*, 2-ое изд. Москва, Изд-во МГУ.
3. Чекман І.С., Сердюк А.М., Кундієв Ю.І. та ін. (2009) Напрямки досліджень. *Довкілля та здоров'я*, 7, 3–7.
4. Борисевич В.Б., Борисевич Б.В., Каплушенко В.Г. (2009) *Нанотехнологія у ветеринарній медицині (впровадження інноваційних технологій)*. Київ, ТОВ «Наноматеріали і нанотехнології».
5. Кульский Л.А. (1977) *Серебряная вода*. Київ, Освіта.
6. Movchan B.A. (2006) Inorganic materials and coatings produced by EBPVD. *Surface Engineering*, 22(1), 3–46.
7. Мовчан Б.А. (2008) Электронно-лучевая гибридная нанотехнология осаждения неорганических материалов в вакууме. *Актуальные проблемы современного материаловедения*. Київ, Академперіодика, Т. 1, сс. 227–247.
8. Ершов Ю.А., Плетнева Т.В. (1989) *Механизмы токсического действия неорганических соединений*. Москва, Медицина.
9. Мовчан Б.А. (2007) Электронно-лучевая нанотехнология и новые материалы в медицине — первые шаги. *Вісник фармакології та фармації*, 12, 5–13.
10. Чекман І.С., Мовчан Б.А., Загородный М.И. и др. (2008) Наносеребро: технологии получения, фармакологические свойства, показания к применению. *Мистецтво лікування*, 51(5), 32–34.
11. Курапов Ю.А., Крушинська Л.А., Горчев В.Ф. та ін. (2009) Аналіз колоїдних систем на основі наночастинок Cu–O–H₂O та Ag–O–H₂O, отриманих способом молекулярних пучків. *Доповіді НАН України*, 7, 176–181.
12. Патон Б.Є., Мовчан Б.О., Курапов Ю.А. (2009) *Спосіб одержання наночастинок для магнітних рідин електронно-променевим випаровуванням і конденсацією у вакуумі, спосіб одержання магнітної рідини й магнітна рідина, що одержана цим способом*. Україна, Пат. 87177.
13. Лебедев А.Д., Левчук Ю.Н., Ломакин А.В., Носкин В.А. (1987) *Лазерная корреляционная спектроскопия и биология*. Киев, Наукова думка.
14. Лебедев А.Д., Ломакин А.В., Носкин В.А., Степанов М.А. (1987) Применение лазерной корреляционной спектроскопии для изучения ЭФП биологических объектов в растворах. *Инструментальные способы в физиологии и биофизике*. Ленинград, Наука.
15. (2003) *Методические указания 4.1.1482_03 «Определение химических элементов в биологических средах и препаратах способами атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой и масс-спектрометрии с индуктивно-связанной плазмой»*. Москва, Минздрав России.
16. Томсон М., Уолш Д.Н. (1988) *Руководство по спектротрическому анализу с индуктивно-связанной плазмой*. Москва, Недра.
17. Андрусина И.Н., Голуб И.А., Дидикин Г.Г. и др. (2011) Структура, свойства и токсичность наночастиц оксидов серебра и меди. *Біотехнологія*, 4(6), 51–59.
18. Kovinsky I.S., Krushinskaya L.A., Movchan B.A. (2011) Structure and some properties of sodium chloride condensates, produced by electron beam evaporation with vacuum deposition. *Advances in Electrometallurgy*, 9(1), 44–49.
19. Spratt D.A., Pratten J., Wilson M., Gulabivala K. (2001) The in vitro effect of antiseptic agents on bacterial biofilms generated from selected root canal isolates. *Int. Endod. J.*, 34, 300–307.

20. Roy R., Hoover M.R., Bhalla A.S. et al. (2007) Ultradilute Ag-aquasols with extraordinary bactericidal properties: the role of the system Ag–O–H₂O. *Mat. Res. Innov.*, **11**, 3–18.
21. Курапов Ю.А., Крушинская Л.А., Литвин С.Е. и др. (2014) Получение наночастиц серебра и их термическая стабильность в системе Ag–O. *Порошковая металлургия*, **53(3–4)**, 95–102.
22. Kurapov Yu.A., Litvin S.E., Didikin G.G., Romanenko S.M. (2011) Structure of two-phase Cu–NaCl condensates, deposited in vacuum from the vapour phase. *Advances in Electrometallurgy*, **9(2)**, 82–86.
23. Пул Ч., Оуенс Ф. (2006) *Нанотехнологии*. 2-е дополненное издание. Москва, Техносфера.
24. Сейфулла Р.Д., Рожкова Е.А., Куликова Е.В. и др. (2008) Проблемы использования нанотехнологии в фармакологии. *Экспериментальная и клиническая фармакология*, **71(1)**, 61–69.
12. Paton, B.E., Movchan, B.O., Kurapov, Yu.A. (2009) *Method of producing of nanoparticles for magnetic fluids by electron beam evaporation and condensation in vacuum, method for producing of magnetic fluid and magnetic fluid produced by this method*. Pat. Ukraine 87177 [in Ukrainian].
13. Lebedev, A.D., Levchuk, Yu.N., Lomakin, A.V., Noskin, V.A. (1987) *Laser correlation spectroscopy and biology*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
14. Lebedev, A.D., Lomakin, A.V., Noskin, V.A., Stepanov, M.A. (1987) Application of laser correlation spectroscopy for examination of electrophoretic mobility of biological objects in solutions. In: *Instrumental methods in physiology and biophysics*. Leningrad, Nauka [in Russian].
15. (2003) Guidelines 4.1.1482–03: *Determination of chemical elements in biological environments and preparations by methods of atomic emission spectrometry with inductively coupled plasma and mass spectrometry with inductively coupled plasma*. Moscow, Minzdraw Rossii [in Russian].
16. Thomson, M., Walsh, D.N. (1988) *Instruction on spectrometric analysis with inductively coupled plasma*. Moscow, Nedra [in Russian].
17. Andrusishina, I.N., Golub, I.A., Didikin, G.G. et al. (2011) Structure, properties and toxicity of nanoparticles of silver and copper oxides. *Biotekhnologiya*, **4(6)**, 51–59 [in Russian].
18. Kovinsky, I.S., Krushinskaya, L.A., Movchan, B.A. (2011) Structure and some properties of sodium chloride condensates, produced by electron beam evaporation with vacuum deposition. *Advances in Electrometallurgy*, **9(1)**, 44–49.
19. Spratt, D.A., Pratten, J., Wilson, M., Gulabivala, K. (2001) The in vitro effect of antiseptic agents on bacterial biofilms generated from selected root canal isolates. *Int. Endod. J.*, **34**, 300–307.
20. Roy, R., Hoover, M.R., Bhalla, A.S. et al. (2007) Ultradilute Ag-aquasols with extraordinary bactericidal properties: the role of the system Ag–O–H₂O. *Mat. Res. Innov.*, **11**, 3–18.
21. Kurapov, Yu.A., Krushinskaya, L.A., Litvin, S.E. et al. (2014) Producing of silver nanoparticles and their thermal stability in Ag–O system. *Poroshk. Metallurgiya*, **53(3–4)**, 95–102 [in Russian].
22. Kurapov, Yu.A., Litvin, S.E., Didikin, G.G., Romanenko, S.M. (2011) Structure of two-phase Cu–NaCl condensates, deposited in vacuum from the vapour phase. *Advances in Electrometallurgy*, **9(2)**, 82–86.
23. Poole, C., Owens, F. (2006) *Nanotechnology*. 2nd ed. Moscow, Tekhnosfera [in Russian].
24. Seifulla, R.D., Rozhkova, E.A., Kulikova, E.V et al. (2008) Problems of application of nanotechnology in pharmacology. *Экспериментальная и Клиническая Фармакология*, **71(1)**, 61–69 [in Russian].

References

1. Foster, L. (2008) *Nanotechnologies, science, innovations and opportunities*. Moscow, Tekhnosfera [in Russian].
2. Sergeev, G.B., (2007) *Nanochemistry*. 2nd ed. Moscow, MGU [in Russian].
3. Chekman, I.S., Serdyuk, A.M., Kundiev, Yu.I. et al. (2009) Directions of research. *Dovkillya ta Zdorovya*, **7**, 3–7 [in Ukrainian].
4. Borysevych, V.B., Borysevych, B.V., Kaplunencko, V.G. (2009) *Nanotechnology in veterinary medicine (introduction of innovative technologies)*. Kyiv, Nanomaterials and Nanotechnologies Company [in Ukrainian].
5. Kulsky, L.A. (1977) *Silver water*. Kyiv, Osvita [in Russian].
6. Movchan, B.A. (2006) Inorganic materials and coatings produced by EBPVD. *Surface Engineering*, **22(1)**, 35–46.
7. Movchan, B.A. (2008) Electron beam hybrid nanotechnology of vacuum deposition of inorganic materials. In: *Current problems of modern materials science*. Kiev, Akadempriodika, Vol. 1, 227–247 [in Russian].
8. Ershov, Yu.A., Pletneva, T.V. (1989) *Mechanisms of toxic action of inorganic compounds*. Moscow, Meditsina [in Russian].
9. Movchan, B.A. (2007) Electron beam nanotechnology and new materials in medicine — first steps. *Visnyk Farmakologii i Farmatsii*, **12**, 5–13 [in Russian].
10. Chekman, I.S., Movchan, B.A., Zagorodny, M.I. (2008) Nanosilver: Technologies of producing, pharmacological properties, indications to application. *Mystetstvo Likuvannya*, **51(5)**, 32–34 [in Russian].
11. Kurapov, Yu.A., Krushynska, L.A., Gorchev, V.F. et al. (2009) Analysis of colloid systems on the base of nanoparticles Cu–

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ КОНДЕНСАТІВ NaCl–Ag, NaCl–Cu ТА СИНТЕЗ КОЛОЇДНИХ СИСТЕМ НА ЇХ ОСНОВІ

Ю.А. Курапов, Г.Г. Дідікін, С.Є. Литвин, С.М. Романенко, В.В. Борецький

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

Досліджено широке коло характеристик та властивостей нових матеріалів для медицини (розмірних характеристик і фазового складу наночастинок, можливостей приготування і стабілізації колоїдних систем). Приготовлені стабільні водні колоїдні системи з наночастинками срібла та міді. Джерелом наночастинок міді та срібла були пористі конденсати композиції NaCl–Ag і NaCl–Cu, отримані способом електронно-променевого випаровування і конденсації в вакуумі. Стабілізаторами колоїдних систем служили поверхнево-активні речовини — альбумін, полісахариди і полівініловий спирт. Розподіл часток за розмірами в колоїдних системах виконано з використанням методу динамічного розсіювання світла. Бібліогр. 24, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: електронно-променево випаровування і конденсація (ЕВ-РВД); наночастинки; срібло; мідь; поверхнево-активна речовина; динамічне розсіювання світла; колоїдна система

ELECTRON BEAM PHYSICAL VAPOUR DEPOSITION FOR PREPARATION OF NaCl–Ag AND NaCl–Cu CONDENSATES, AND SYNTHESIS OF COLLOID SYSTEMS ON THEIR BASIS

U.A. Kurapov, G.G. Didikin, S.E. Litvin, S.M. Romanenko, V.V. Boretsky
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

A wide range of characteristics and properties of new materials for medicine (dimensional characteristics and phase composition of nanoparticles, and the possibility of preparing and stabilizing the colloidal systems) was studied. Stable aqueous colloidal systems with silver and copper nanoparticles were prepared. The source of copper and silver nanoparticles was porous condensates of the NaCl–Ag and NaCl–Cu composition, obtained by electron beam evaporation and condensation in vacuum. The stabilizers of colloidal systems were the surfactants, namely albumin, polysaccharides, and polyvinyl alcohol. Particle size distribution in colloidal systems was determined, using the dynamic light scattering method. Ref. 24, Tabl. 3, Fig. 8.

Key words: electron beam physical vacuum deposition (EB-PVD); nanoparticles; silver; copper; surface-active substance; dynamic light scattering; colloidal system

Поступила в редакцію 25.04.2019

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 А3, 400×290 мм
- ◆ А5, 165×130 мм

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

Контакти:

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

Підписано до друку 26.06.2020. Формат 60×84/8. Офсетний друк.
Ум. друк. арк. 7,44.
Друк ТОВ «ДІА».

ДУПЛЕКСНІ НЕРЖАВІЮЧІ СТАЛІ

Дуплексні нержавіючі сталі набувають все більшого поширення. Їх виготовляють всі основні виробники нержавіючої сталі і на те є цілий ряд причин:

висока міцність, що дозволяє скоротити вагу виробів;

висока корозійна стійкість, особливо до корозійного розтріскування.

Кожні 2–3 роки проводяться присвячені дуплексним сталям конференції, на яких презентуються десятки технічних статей. Йде активне просування цього типу сталей на ринку. Постійно з'являються нові марки цих сталей. Але незважаючи на весь цей інтерес, частка дуплексних сталей на світовому ринку становить, за найоптимістичнішими оцінками, від 1 до 3 %. Мета цієї статті — простими словами пояснити особливості цього типу сталі. Будуть описані як переваги, так і недоліки виробів з дуплексної нержавіючої сталі.

Ідея створення дуплексних нержавіючих сталей виникла у 1920-х роках, а перша плавка була проведена у 1930 р. в Авесті, Швеція. Проте помітне зростання частки використання дуплексних сталей припадає тільки на останні 30 років. Пояснюється це в основному удосконаленням технології виробництва сталі, особливо процесів регулювання вмісту азоту в сталі.

Традиційні аустенітні сталі, такі як AISI 304 (аналоги DIN 1.4301 і 08X18H10), і феритні сталі, такі як AISI 430 (аналоги DIN 1.4016 і 12X17), досить прості у виготовленні і легко оброблюються. Вони складаються переважно з однієї фази: аустеніту або фериту. Хоча ці типи мають велику сферу застосування, у обох є свої технічні недоліки. У аустенітних — низька міцність (умовна межа плинності 0,2 % в стані після аустенітизації — 200 МПа), низький опір корозійного розтріскування.

У феритних — низька міцність (умовна межа плинності 0,2 % становить 250 МПа), погана зварюваність при великих товщинах, низькотемпературна крихкість. Високий вміст нікелю в аустенітних сталях призводить до їх подорожчання, що небажано для більшості споживачів.

Основна ідея дуплексних сталей полягає в підборі такого хімічного складу, при якому буде утворюватися приблизно однакова кількість фериту та

аустеніту. Такий фазовий склад забезпечує наступні переваги:

- високу міцність (діапазон умовної межі плинності 0,2 % для сучасних дуплексних марок сталей становить 400...450 МПа). Це дозволяє зменшувати перетин елементів, а отже їх масу. Ця перевага особливо важлива для:

посудин під тиском і баків,

будівельних конструкцій, наприклад, мостів;

- хорошу зварюваність великої товщини (не настільки проста, як у аустенітних, але набагато краще, ніж у феритних);

- хорошу ударну в'язкість (набагато краще, ніж у феритних сталей, особливо, при низьких температурах: зазвичай до -50°C , в деяких випадках до -80°C);

- опір корозійному розтріскуванню (SCC) — традиційні аустенітні сталі особливо схильні до даного типу корозії. Це особливо важливо при виготовленні таких конструкцій, як:

баки для гарячої води;

пивоварні баки;

збагачувальні установки;

каркаси басейнів.

За рахунок чого досягається рівновага аустеніту/фериту. Щоб зрозуміти, як виходить дуплексна сталь, можна спочатку порівняти склад двох добре відомих сталей: аустенітної — AISI 304 (аналоги DIN 1.4301 і 08X18H10) та феритної — AISI 430 (аналоги DIN 1.4016 і 12X17).

Основні елементи нержавіючих сталей можна розділити на феритизуючі та аустенітизуючі. Кожен з елементів сприяє утворенню тієї чи іншої структури. Феритизуючі елементи — це хром, кремній, молібден, вольфрам, титан, ніобій. Аустенітизуючі елементи — це вуглець, нікель, марганець, азот, мідь. У сталі AISI 430 переважають феритизуючі елементи, тому її структура феритна. Сталь AISI 304 має аустенітну структуру в основному за рахунок вмісту близько 8 % нікелю. Для отримання дуплексної структури з вмістом кожної фази близько 50 % необхідний баланс аустенітизуючих та феритизуючих елементів. У цьому полягає причина, чому вміст нікелю в дуплексних сталях в цілому нижче, ніж в аустенітних.

Нижче наведено типовий склад дуплексної нержавіючої сталі.

Хімічний склад елементів, мас. %

Структура	Марка	Позначення по EN	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni	Mo
Феритна	430	1,4016	0,08	1,00	1,00	0,040	0,015	–	16,0...18,0	–	–
Аустенітна	304	1,4301	0,07	1,00	2,00	0,045	0,015	0,11	17,5...19,5	8,0...10,5	–

У деяких знедавна розроблених марок сталей для значного зниження вмісту нікелю використується поєднання азоту і марганцю. Це позитивно позначається на стабільності цін.

В даний час технологія виробництва дуплексних сталей ще тільки розвивається. Тому кожен виробник просуває власну марку. На загальну думку, марок дуплексної сталі зараз дуже багато. Але судячи з усього, таку ситуацію ми будемо спостерігати поки серед них не виявляться «переможці».

Корозійна стійкість дуплексних сталей. Через різноманіття дуплексних сталей при визначенні корозійної стійкості їх зазвичай приводять разом з аустенітними та феритними марками сталей. Єдиної міри корозійної стійкості поки не існує. Однак для класифікації марок сталей зручно користуватися числовим еквівалентом стійкості до корозії (PREN):

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 \% \text{Mo} + 16 \% \text{N}.$$

Нижче наведена таблиця корозійної стійкості дуплексних сталей в порівнянні з аустенітними та феритними марками.

Слід зазначити, що дана таблиця може служити тільки орієнтиром при виборі матеріалу. Завжди необхідно розглядати наскільки підходить певна сталь для експлуатації в конкретному корозійному середовищі.

Корозійне розтріскування (SCC — Stress Corrosion Cracking) — це один з видів корозії, що виникає при наявності певного набору зовнішніх факторів, таких як:

розтягуюча напруга;

корозійне середовище;

досить висока температура (зазвичай це 50 °С, але в деяких випадках, наприклад в плавальних

басейнах, вона може проявлятися і при температурі близько 25 °С).

Нажаль звичайні аустенітні сталі, такі як AISI 316 (аналог 10X17H13M2) найбільш схильні до SCC. Наступні матеріали мають набагато більш високу стійкість до КР — це:

феритні нержавіючі сталі;

дуплексні нержавіючі сталі;

аустенітні нержавіючі сталі з високим вмістом нікелю.

Опір SCC дозволяє використовувати дуплексні сталі в багатьох конструкціях, що використовуються при високих температурах, зокрема, в: водонагрівачах; пивоварних баках; опріснювальних установках.

Каркаси басейнів з нержавіючої сталі відомі своєю схильністю до SCC. Використання для їх виготовлення звичайних аустенітних нержавіючих сталей, таких як AISI 304 (аналог 08X18H10) та AISI 316 (аналог 10X17H13M2), заборонено. Для цієї мети найкраще підходять аустенітні сталі з високим вмістом нікелю. Однак в деяких випадках в якості альтернативи можна розглядати дуплексні сталі, такі як AISI 2205 (DIN 1.4462) та супердуплексні.

Фактори, що перешкоджають поширенню дуплексних сталей. Привабливе поєднання високої міцності, широкого діапазону значень корозійної стійкості, середньої зварюваності повинно нести в собі великий потенціал для збільшення частки дуплексних нержавіючих сталей на ринку. Однак необхідно розуміти, які у дуплексних нержавіючих сталей недоліки і чому вони, судячи з усього, будуть залишатися в статусі «місцевих гравців». Така перевага, як висока міцність, миттєво перетворюється в недолік, як тільки справа доходить до технологічності обробки матеріалу тис-

Корозійна стійкість сталей

Марка	Номер по EN/UNS	Тип	Орієнтовний PREN
430	1.4016/S43000	Феритна	16
304	1.4301/S30400	Аустенітна	19
441	1.4509/S43932	Феритна	19
RDN 903	1.4482/S32001	Дуплексна	22
316	1.4401/S31600	Аустенітна	24
444	1.4521/S44400	Феритна	24
316L 2.5 Mo	1.4435	Аустенітна	26
2101 LDX	1.4162/S32101	Дуплексна	26
2304	1.4362/S32304	—"	26
DX2202	1.4062/S32202	—"	27
904L	1.4539/N08904	Аустенітна	34
2205	1.4462/S31803/S32205	Дуплексна	35
Zeron 100	1.4501/S32760	—"	41
Ferrinox 255/Uranus 2507Cu	1.4507/S32520/S32550	—"	41
2507	1.4410/S32750	—"	43
6 % Mo	1.4547/S31254	Аустенітна	44

Марка	Номер по EN/UNS	Тип	Приблизний склад						
			Cr	Ni	Mo	N	Mn	W	Cu
LDX 2101	1.4162/S32101	Низьколегована	21,5	1,5	0,3	0,22	5	–	–
DX 2202	1.4062/S32202	–”–	23	2,5	0,3	0,2	1,5	–	–
RDN 903	1.4482/S32001	–”–	20	1,8	0,2	0,11	4,2	–	–
2304	1.4362/S32304	–”–	23	4,8	0,3	0,10	–	–	–
2205	1.4462/S31803/S32205	Стандартна	22	5,7	3,1	0,17	–	–	–
2507	1.4410/S32750	Супер	25	7	4	0,27	–	–	–
Zeron 100	1.4501/S32760	–”–	25	7	3,2	0,25	–	0,7	0,7
Ferrinox255/Uranus 2507Cu	1.4507/S32520/S32550	–”–	25	6,5	3,5	0,25	–	–	1,5

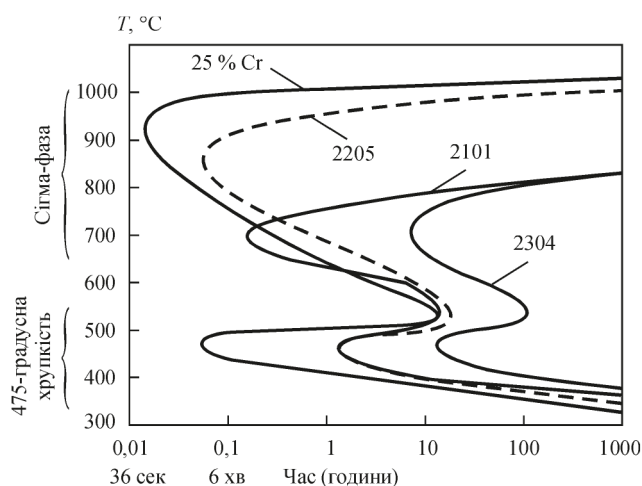
ком і механічної обробки. Висока міцність також означає нижчу, ніж у аустенітних сталей, здатність до пластичної деформації. Тому дуплексні сталі практично непридатні для виробництва виробів, в яких потрібна висока пластичність. І навіть коли здатність до пластичної деформації на прийнятному рівні для надання необхідної форми матеріалу (наприклад, при згинанні труб) потрібно більше зусилля. Відносно поганої оброблюваності різання є один виняток з правил — марка LDX 2101 (EN 1.4162), виробник Outokumpu.

Процес виплавки дуплексних нержавіючих сталей набагато складніший, ніж аустенітних і феритних сталей. При порушенні технології виробництва, зокрема, термообробки, крім аустеніту та фериту в дуплексних сталях може утворюватися цілий ряд небажаних фаз. Дві найбільш значимі фази зображені на наведеній нижче діаграмі.

Обидві фази призводять до появи крихкості, тобто втрати ударної міцності. Утворення σ -фази (більш 1000 °C) найчастіше відбувається при недостатній швидкості охолодження в процесі виготовлення або зварювання. Чим більше в сталі легуючих елементів, тим вище ймовірність утворення σ -фази. Тому найбільш схильні до цієї проблеми супердуплексні сталі.

Крихкість з'являється внаслідок утворення α -фази. Хоча найбільш небезпечна температура 475 °C, вона може утворюватися і при більш низьких температурах, аж до 300 °C. Це накладає обмеження на максимальну температуру експлуатації дуплексних сталей, яке ще більше звужує коло можливих областей застосування.

З іншого боку, є обмеження по мінімальній температурі експлуатації дуплексних сталей, для яких вона вище, ніж у аустенітних. На відміну від аустенітних сталей у дуплексних при випробу-



Області виділення фаз в дуплексних сталях

вання на удар має місце крихко-в'язкий перехід. Стандартна температура випробувань сталей, що використовуються в конструкціях для шельфового видобутку нафти і газу, становить мінус 46 °C. Зазвичай дуплексні сталі не використовуються при температурах нижче мінус 80 °C.

Висновки

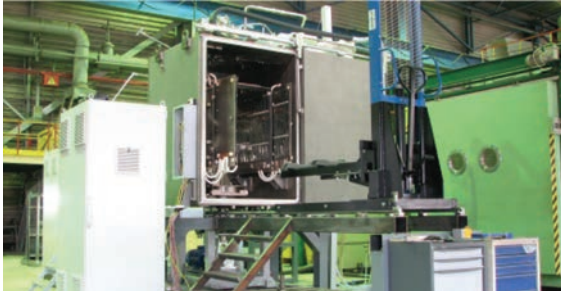
Властивості дуплексних сталей наступні:

- розрахункова міцність в два рази вище, ніж у аустенітних і феритних нержавіючих сталей;
- широкий діапазон значень корозійної стійкості, що дозволяє підібрати марку під конкретну задачу;
- хороша ударна міцність до мінус 80 °C, що обмежує застосування в криогенних середовищах;
- виняткова стійкість до корозійного розтріскування;
- хороша зварюваність великого перерізу;
- більша складність при механічній обробці і штампуванні, ніж аустенітних сталей;
- максимальна температура експлуатації обмежена 300 °C.

Матеріал з сайту
www.bssa.org.uk

УСТАНОВКИ ЕПЗ ДЛЯ ГРАНУЛЬНОЇ МЕТАЛУРГІЇ

Установки для гранульної металургії призначені для дегазації, наповнення та вібраційного ущільнення гранул в капсулах з подальшою герметизацією за допомогою електронно-променевого зварювання.



В установках виконуються наступні технологічні операції:

нагрів та дегазія виробів (капсул) для видалення з внутрішньої та зовнішньої поверхонь адсорбованої вологи та газів;

дегазія гранул при заповненні виробу;
віброущільнення гранул у виробі в процесі заповнення;

електронно-променево зварювання пробки, яка встановлюється у горловину виробу;

охолодження заповненого і герметизованого виробу у вакуумі.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона пропонує три типорозміру установок для гранульної металургії: KL168, KL114 та KL139.

Основні характеристики установки KL139

	Найменування параметру	Величина
1	Габаритні розміри установки, мм: довжина ширина висота	7980 4470 3140
2	Маса установки, т	10
3	Внутрішні розміри вакуумної камери, мм: довжина ширина висота	1500 1300 1854
4	Максимальні габарити виробу, що зварюється, мм типу циліндру діаметр висота типу диск (у вертикальному положенні) діаметр ширина	600 650 800 400
5	Маса виробу, що зварюється, кг, макс	1000
6	Глибина зварного шва, мм, не менше	6
7	Робочий вакуум у вакуумній камері, Па, не гірше	$2,66 \cdot 10^{-3}$
8	Робочий вакуум в гарматі, Па, не гірше	$6,67 \cdot 10^{-3}$
9	Нагікання в порожню і чисту камеру, Па·л/с (мм рт.ст.·л/с), не більше	5 (0,0375)
10	Час відкачування вакуумної камери (до $2,66 \cdot 10^{-3}$ Па), хв., не більше	30
11	Температура нагріву виробу, °С, макс	600
12	Амплітуда вібрації виробу, мм, макс	2
13	Діапазон частоти вібрації виробу, Гц	5...30
14	Енергетичний блок з джерелом високовольтного живлення 6 кВт/60 кВ: прискорююча напруга, кВ діапазон регулювання зварювального струму, мА	60 1...100
15	Цикл підготовки, нагріву, заповнення та зварювання одного виробу, робочих змін	1...2
16	Технічні параметри, які забезпечує Замовник: - силове електроживлення – відповідно до стандарту Німеччини DIN EN 60 204, п. 4.3 - споживана потужність, кВ·А, не більше - витрата охолоджуючої води, л/год - температура охолоджуючої води на вході, °С - тиск води, що охолоджує, кг/см ² , не менше - тиск стисненого повітря, кг/см ² , не менше - температура в приміщенні, °С, не більше - вологість, %, не більше - наявність кондиціонера - наявність крана вантажопідйомністю не менше 1,5 т	380 В, 50/60 Гц 120 5340 15...20 3 5 30 70 + +

М.И. ЗИНИГРАДУ — 75!



Советскому ученому-металлургу, профессору, ныне ректору Ариэльского университета в Израиле, члену редакционной коллегии журнала «Современная электрометаллургия» исполнилось 75 лет. Искренне поздравляем Михаила Иосифовича с юбилеем, желаем крепкого здоровья, новых творческих достижений на ниве образования и науки. Представляем интервью М.И. Зиниграда киевскому журналисту М. Гольду, которое, по нашему мнению, будет интересно для читателей журнала.

Объявление, что профессор, приехавший два месяца назад из России, сделает доклад на иврите, в далеком 1992 г. в Израиле собрало полный зал. Так доктор наук Михаил Иосифович Зиниград стал знаменитым и получил место преподавателя в маленьком колледже в Самарии за так называемой «Зеленой чертой». Из преподавателя вскоре вырос ректор, из колледжа — современный Ариэльский университет, где учатся более 14 тысяч студентов. В интервью Михаил Зиниград рассказал, как в его университете разрабатывают препараты против рака, кто бойкотирует их научную деятельность и чем обернутся для Израиля нефтедобыча и последние места на школьных олимпиадах.

Михаил, в Союзе Вы, доктор наук, считались одним из крупнейших специалистов в сфере металлургии, будучи автором 200 научных работ. И вдруг — под 50 лет — решаете репатриироваться. Рассчитывали на продолжение научной карьеры или были готовы мести улицы?

Не буду лукавить — уехал я не из сионистских побуждений. Был прекрасно устроен в Союзе, рано — в 36 лет — стал профессором Уральского политехнического института, заведующим кафедрой, не будучи при этом членом КПСС. Разумеется, не обходилось без антисемитизма. Хорошо помню, как из 100 заведующих кафедрами от 18 до 22 человек всегда голосовали против присвоения своим еврейским коллегам ученых званий: еврейская фамилия действовала на них, как тряпка на быка, что возмущало даже ректора, чисто русского человека.

Об эмиграции мы не думали, но в 1991-м старший сын стал возвращаться к иудаизму и очень быстро уехал в Израиль. Я не спешил принимать решение, и если бы не жена — она, кандидат наук, действительно была готова мыть посуду и подме-

тать улицы в новой стране, — не знаю, сдвинулись бы с места.

Разумеется, я не рассчитывал на университетскую кафедру в Израиле — о каком преподавании может идти речь при нулевом иврите? Были, правда, другие иллюзии: в Союзе тогда вошли в моду технологические кооперативы, и я полагал, что быстро найду практическое применение своим разработкам и в Израиле.

А оказалось ровно наоборот...

Как это ни парадоксально. Мы приземлились в Бен-Гурионе 25 июля 1992 г. и вскоре выяснилось, что мои бизнес-затеи здесь абсолютно неуместны. Годы спустя я понял, что бизнес — это отдельная специальность.

Зато сын сообщил, что в начале октября в Израиле пройдет конференция как раз по моей специальности. Что ж, я недавно вернулся из Японии, где выступал с докладом по-английски, почему бы не представить его в Израиле? «Нет, — перебил сын, — ты не понял, придется выступить на иврите». В общем, я рассмеялся, но сын все-таки перевел доклад и... жена вспоминает, что до этого не могла представить, как можно два месяца заниматься с таким перенапряжением сил. Я, разумеется, не учил доклад наизусть, как попугай, а пытался понять смысл на новом для себя языке, а потом обкатывал будущее выступление на соседне-израильянине — мы с ним дружим до сих пор.

Разумеется, объявление о том, что профессор, приехавший два месяца назад из России, сделает доклад на иврите, собрало полный зал. Шок я пережил после выступления, когда с изумлением обнаружил, что понял суть обращенных ко мне вопросов! И начал отвечать на иврите — с ошибками, через пень-колоду, но отвечать. Эффект был

ошеломляющим: обо мне узнали все! Лет десять спустя на конференции в Цинциннати я столкнулся с израильянккой, которая долго на меня смотрела, а потом спросила: «Это ведь ты делал доклад на иврите в 1992-м?».

В скобках замечу, что жена, собиравшаяся мыть полы, через десять дней после приезда стала работать на кафедре электрохимии Бар-Иланского университета: тема, которой она занималась в Союзе, полностью совпадала с направлением, которое открывали на этой кафедре.

Мне же, спустя два месяца после доклада, сообщили, что крохотный колледж в Ариэле ищет преподавателя физической химии (это моя специальность) — курс начинается в следующем учебном году. Но я получасовую лекцию готовил два месяца, не поднимая головы, а тут целый курс! В общем, и на эту авантюру я пошел. Через семестр-другой пришло понимание, что язык, на котором я начинал преподавать, был еще не вполне ивритом, а года через три я обнаружил, что перестал переводить фразы с русского на иврит и уже могу позволить себе рассказать анекдот, как когда-то на русском. Сегодня во все это мне самому с трудом верится, как и в то, что заштатный колледж Иудеи и Самарии, который насчитывал 130 учащихся, превратился в современный университет, где учатся более 14 тысяч студентов.

Да, но за право стать полноценным университетом колледж в Ариэле боролся много лет, причем главным оппонентом выступал Совет по высшему образованию Израиля. Что это — идеологическая непримиримость, академическая ревность или нежелание делить бюджетный пирог с новым — читай лишним — едоком?

Главным образом, речь идет об элементарном нежелании делиться. Многие коллеги откровенно заявляли, мол, где бы ни был открыт новый университет в Израиле — он лишний. Но это старая песня. Когда на Ближнем Востоке существовал один-единственный университет в Бейруте и планировалось открытие Еврейского университета в Иерусалиме (в 1925 году. — Прим. ред.), противники этого шага уверяли, что в нашем регионе нет места для еще одного университета. Спустя 30 лет уже руководство Еврейского университета повторяло эту формулу в отношении нового университета в Тель-Авиве, а тот позднее выступал против открытия университета в Беэр-Шеве и т.д.

В случае с Ариэлем дело дошло до того, что все израильские университеты, кроме Бар-Илана, подали иск в Высший суд справедливости (БАГАЦ) с требованием проверить законность нашего стату-

са. Суд признал, что университет в Ариэле создан на законных основаниях, после чего я не отказал себе в удовольствии на встрече с ректорами спросить: «Коллеги, у какого еще вуза есть разрешение Высшего суда на свое существование? Только у нашего. Возможно и ваши учебные заведения стоит проверить подобным образом?» И что вы думаете? Буквально недавно на одном из очередных заседаний Совета по высшему образованию глава совета ректоров Израиля, президент Техниона профессор Перец, заявил, что бойкот университета в Ариэле и обращение в БАГАЦ было ошибкой.

Признание дорогого стоит. Но поскольку университет Ариэля — единственный, расположенный на территориях, которые ООН считает оккупированными, неоднократно — как зарубежными, так и израильскими академическими кругами — предпринимались попытки бойкота вашего вуза. Насколько болезненными они оказались?

Бойкот явно не достиг своих целей. Мы проводим международные конференции, где принимаем ученых со всего мира. На последнюю такую конференцию съехались порядка 100 участников из 27 стран. Разумеется, некоторые к нам не приезжают, в том числе израильяне, не пересекающие Зеленую черту.

Иногда это бьет и по организаторам бойкота. В 2009 г. наши студенты приняли участие в конкурсе «Зеленый дом» под эгидой министерства жилищного строительства Испании и даже вышли в финал, но их проект исключили из конкурса под предлогом того, что колледж находится на оккупированных территориях. Мы подали иск в испанский суд, тяжба длилась пять лет и буквально в прошлом месяце завершилась нашей победой: правительство Испании обязали выплатить нашему теперь уже вузу компенсацию в размере 430 тысяч шекелей.

Бойкот в науке — последнее дело. В нашем университете успешно разрабатываются препараты по борьбе с раковыми заболеваниями, лекарства от диабета, и хотел бы я посмотреть, откажутся ли инициаторы бойкота от этих препаратов из-за того, что они разработаны за Зеленой чертой.

При всем этом, повторюсь, противодействие созданию университета в Израиле было продиктовано не политическими, а конъюнктурными соображениями. Людей, которые убеждены, что Израиль должен уйти с территорий, можно даже уважать — они искренне полагают, что эта политика приведет к миру на Ближнем Востоке. Но когда на этом спекулируют из своих личных интересов — это отвратительно.

Університет, который вы возглавляете, самый молодой в Израиле, ему нет и четырех лет. Появились ли в Ариэле свои «фишки», которых не найти в других израильских вузах?

Таких «фишек» много. Группа одержимых, решивших превратить колледж в полноценный университет, понимала, что это удастся, только если не копировать конкурентов. Поэтому, когда у коллег преподавали классическую биологию, мы предложили студентам специальность «молекулярная биология», открыли новую специальность — «мехатроника», развиваем очень перспективные направления: робототехнику, кибертехнологии, биомедицину, «зеленую» химию и фармахимию. Студенты не находят эти специальности в других университетах, поэтому идут к нам.

Понятно, что у нас нет многолетних традиций и огромных коллективов, как в Еврейском университете в Иерусалиме, хайфском Технионе или институте Вейцмана, зато мы опережаем их в гибкости: я могу активно приглашать научных работников и преподавателей — это преимущество нового университета. Старые вузы не могут позволить себе регулярно открывать новые специальности, а мы делаем это постоянно. В начале моей ректорской карьеры всего две кафедры в Ариэле имели право присуждать степень магистра, сегодня таких кафедр 16. Мы только начинаем попадать в международные рейтинги. Согласно одному из них мы заняли 360-е место в мире, это очень неплохо.

По отдельным дисциплинам Ариэль уже может тягаться с ведущими израильскими университетами, например, в прикладных исследованиях наши результаты часто лучше, поэтому ряд компаний предпочитает обращаться именно к нам.

Университет Ариэля по праву считается самым «русским» вузом Израиля или это явное преувеличение?

Это во многом стереотип, связанный с происхождением ректора. У нас, например, учатся 600 арабских студентов, а доля «русских» ребят не очень отличается от других университетов. Среди преподавателей на кафедре математики выходцы из бывшего СССР составляют 20–30 %, на физике и химии их уже меньше, до 15 %, а на самом большом факультете — общественных наук — «русских» вы почти не встретите, как и на факультете масс-медиа, где преподают известные журналисты.

За чей счет живет израильское высшее образование? Вы получаете дотации от государства? И сколько должен выложить студент за получе-

ние первой или второй академической степени? Зависит ли это от конкретного учебного заведения или стоимость обучения регулируется «сверху» и унифицирована в масштабах Израиля?

Мы получаем дотации, поэтому студент платит порядка 50 % от стоимости обучения, в среднем 12 тысяч шекелей в год (чуть больше \$3 тысяч), и некоторые считают, что это много. Это фиксированная плата за обучение в восьми государственных университетах, в частных же колледжах она может достигать до 30 тысяч шекелей. Кроме того, мы получаем финансирование на научные исследования в соответствии с результатами нашей деятельности в предыдущем году — я имею в виду количество опубликованных статей, полученных грантов и т. п.

Зарплаты преподавателей тоже фиксируются государством на определенном уровне?

Безусловно, есть тарифная сетка, например, полный профессор с небольшим стажем преподавания получает примерно 20–25 тысяч шекелей в месяц (\$5–6 тысяч), но каждый год стажа добавляет ему 2,5 % к зарплате. Есть также специальные коэффициенты, позволяющие получать 13,5 % надбавки. Каждый седьмой год профессор имеет право на шаббатон (академический отпуск) — не работая в университете, но получая полную университетскую зарплату. Существует также фонд — в зависимости от звания он составляет от \$8 тысяч до \$13 тысяч в год — на поездки на конференции.

Насколько высок престиж академической карьеры в Израиле? Ведь, несмотря на все бонусы, вами перечисленные, юноша со степенью бакалавра, только что окончивший факультет компьютерных технологий Техниона, может зарабатывать до 40 тысяч шекелей в одной из хай-тек компаний.

Престиж остается во многом и потому, что зарплата в академическом мире все-таки существенно выше, чем в среднем по стране, хотя и ниже, чем у программистов, поэтому заполучить хорошего студента-компьютерщика для продолжения научной карьеры очень непросто. Впрочем, водители-дальнобойщики или сотрудники Управления портов или Электрической компании тоже зарабатывают очень хорошо, и для этого не всегда требуется высшее образование.

За те 23 года, что я преподаю в Израиле, зарплата преподавателей вузов увеличилась примерно в два раза — помню забастовку профессоров в се-

редине 1990-х, когда был отменен целый семестр. Одни тогда взывали к совести профессоров, а другие справедливо замечали, что если не пойти на повышение зарплаты, то страна столкнется с катастрофической утечкой мозгов.

Но проблему утечки это ведь не решило?

Многие исследователи просто не находят свободные ставки в израильских университетах, другие — как это принято в Израиле — делают постдокторат за рубежом, и за последние три года мы приняли на работу порядка 150 таких ученых. Это наш вклад в возвращение мозгов.

Сегодня примерно 30 % израильских исследователей работают за границей, но мы не знаем, сколько из них работают над постдокторатом и планируют вернуться в страну, а кого можно отнести к эмигрантам.

Чем израильская система образования принципиально отличается от постсоветской? В одном интервью вы сказали, что боитесь, что в Израиле найдут нефть, потому что тогда мозги перестанут работать с той эффективностью, с которой работают сегодня. А как же неутешительные результаты, которые демонстрируют израильские школьники на международных олимпиадах по естественным дисциплинам?

Израильская система высшего образования далека от идеала — она многое могла бы взять, особенно в методическом плане, у старой советской модели. Понятие академической свободы — само по себе очень правильное — иногда уводит от насущных вопросов, которые вполне решаемы, если этой свободой чуть-чуть поступиться.

Что касается школ, то есть проблема, которая скоро заявит о себе во весь голос. В 1990-е годы многие преподаватели математики, физики и химии из бывшего СССР так или иначе сумели встроиться в систему израильского школьного образования, но прошло 20 лет, и они уходят на пенсию. В связи с этим нас, очевидно, ожидает ухудшение подготовки школьников по естественным наукам. Правда, министерство образования интенсивно готовит математиков, которые в состоянии преподавать в старших классах на высоком уровне — курсы по подготовке таких учителей создаются и при нашем университете. Пока же мы следим за не очень удачными выступлениями израильских школьников на международных олимпиадах, в то время как в числе победителей часто оказываются евреи из стран диаспоры. Я лично готов поучаствовать в создании памятника министру образования, который сумеет переломить эту тенденцию.

ХІХ МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2020

МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

24 - 27

листопада














ОРГАНІЗАТОР:

Міжнародний виставковий центр

Генеральний інформаційний партнер:



Ексклюзивний медіа партнер:



Технічний партнер:





Міжнародний виставковий центр
Україна, 02002, Київ
Броварський пр-т, 15
М "Лівобережна"

☎ (044) 201-11-65, 201-11-56, 201-11-58
e-mail: alexk@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua, www.mec.ukr
www.tech-expo.com.ua