

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. Стопченко, А.І. Устїнов,
В.О. Шаповалов;**

М.І. Гасик, Національна металургійна академія
України, м. Дніпро,

М.І. Гречанюк, Інститут проблем
матеріалознавства НАНУ, м. Київ,

М. Зініград, Аріельський університет, Ізраїль,

О.М. Івасїшин, 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 2021

Передплатний індекс 70693

4 випуски на рік (видається щоквартально)

Друкована версія: 960 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки

рекомендованою бандероллю.

Електронна версія: 960 грн. за річний комплект

ЗМІСТ

Пам'яті Бориса Євгеновича Патона	3
Останнє інтерв'ю Бориса Євгеновича Патона	5

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

<i>Стопченко Г.П., Давидченко С.В., Лісова Л.О., Гусєв Я.В., Медовар Л.Б.</i> Дослідження технологічності та ефективності нового шлаку для електрошлакового переплаву	11
<i>Кусков Ю.М., Кузьменко О.Г.</i> Навуглецьовування металу при різних способах ЕШП некомпактованої сталевий стружки	18

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

<i>Ахонін С.В., Березос В.О., Северин А.Ю., Гадзиря М.П., Тимошенко Я.Г., Давидчук Н.К.</i> Одержання способом електронно-променевої плавки зливків заліза, легованого карбідом кремнію	24
<i>Ковальчук Д.В., Мельник В.Г., Мельник І.В., Тугай Б.А.</i> Технологія xBeam 3D Metal Printing на шляху до промислового виробництва	30

ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ

<i>Степаненко В.В., Шейко І.В., Жиров Д.М., Дубова Т.І., Барабаш В.В.</i> Фізичні та технічні передумови створення металургійних плазмотронів	35
<i>Коржик В.М., Гринюк А.А., Чайка А.А., Строгонов Д.В., Тимофєєва І.І., Васильківська М.А.</i> Особливості металургійної взаємодії при наплавленні сталевий дроту на титанову пластину з напиленням прошарком	43

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

<i>Погрелюк І.М., Саввакін Д.Г., Стасюк О.О., Шляхетка Х.С.</i> Вплив особливостей мікроструктури на корозійну стійкість титанових сплавів, отриманих за порошковими технологіями	49
---	----

НОВІ МАТЕРІАЛИ

<i>Литвин С.С., Курапов Ю.А., Важнича О.М., Стельмах Я.А., Романенко С.М., Оранська О.І.</i> Електронно-променевий синтез наночастинок оксиду заліза та їх біологічна активність	54
---	----

РЕЦЕНЗІЇ І НАУКОВІ ДИСКУСІЇ

<i>Куцін В.С.</i> Рецензія на науково-технологічну монографію «Наукові основи технології виробництва електродної маси і процесів формування безперервних самовипалювальних електродів рудовідновлювальних електропечей» (С.В. Кутузов, В.В. Деркач, М.І. Гасик, М.М. Гасик, Ю.С. Проїдак)	62
---	----

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU, Kyiv

S.V. Akhonin (Editor in Chief),

V.O. Berezhovs, V.A. Kostin, I.V. Krivtsun, L.B. Medovar, G.P. Stovpchenko, A.I. Ustinov, V.O. Shapovalov;

M.I. Gasyk, National Metallurgy Academy of Ukraine, Dnipro,

M.I. Grechanyuk, Institute for Problems of Material Science 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 Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv,

G. Mladenov, Institute of Electrons

Bulgarian Academy of Sciences, Sofia, Bulgaria,
O.V. Ovchinnikov, Zaporozh National Technical University, Ukraine,

G.F. Tavade, Ferdinand Tavares Institute of Metallurgy and Materials Science of NAS of Georgia, Tbilisi, Georgia,

S.Ya. Shypytsyn, Physics - Technology 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. Diabashvili,
L.M. Gerashchenko, T.Yu. Snegireva

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 lists 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/em>

Subscription 2021

Subscription index 70693

4 issues per year (issued monthly), back issues available.

\$72, subscriptions for the printed (hard copy) version, air postage and packaging included.

\$60, subscriptions for the electronic version (including issues of journal in pdf format or providing access to IP address).

CONTENTS

In memory of Boris Evgenovych Paton	3
The last interview of Borys Evgenovych Paton	5

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

<i>Stovpchenko G.P., Davidchenko S.V., Lisova L.O., Gusev Ya.V., Medovar L.B.</i> Investigation of manufacturability and effectiveness of the new slag for electroslag remelting	11
<i>Kuskov Yu.M., Kuzmenko O.G.</i> Metal carbonization with different methods of ESR of non-compacted steel chips	18

ELECTRON BEAM PROCESSES

<i>Akhonin S.V., Berezhovs V.O., Severin A.Yu., Gadzira M.P., Timoshenko Ya.G., Davidchuk N.K.</i> Producing by electron beam melting the ingots of iron alloyed with silicon carbide	24
<i>Kovalchuk D.V., Melnik V.G., Melnik I.V., Tugai B.A.</i> xBeam 3D Metal Printing technology on the path to industrial production	30

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

<i>Stepanenko V.V., Sheiko I.V., Zhiron D.M., Dubova T.I., Barabash V.V.</i> Physical and technical prerequisites for development of metallurgical plasmatrons	35
<i>Korzhik V.M., Grinyuk A.A., Chaika A.A., Strogonov D.V., Tymofeeva I.I., Vasilkivska M.A.</i> Features of metallurgical interaction at surfacing a titanium plate with a spray-deposited layer by steel wire	43

MATERIALS SCIENCE

<i>Pogrelyuk I.M., Savvakina D.G., Stasyuk O.O., Shlyakhetka Kh.S.</i> Effect of microstructural features on corrosion resistance of titanium alloys produced by powder technologies	49
--	----

NEW MATERIALS

<i>Litvin S.E., Kurapov Yu.A., Vazhnichaya E.M., Stel'makh Ya.A., Romanenko S.M., Oranskaya E.I.</i> EB PVD synthesis of iron oxide nanoparticles and their biological activity	54
---	----

REVIEWS AND SCIENTIFIC DISCUSSIONS

<i>Kutsin V.S.</i> Review of scientific-technological monograph «Scientific Fundamentals of the technology of electrode mass production and processes of forming continuous self-burning electrodes of ore-reducing electric furnaces» (S.V. Kutuzov, V.V. Derkach, M.I. Gasyk, M.M. Gasyk, Yu.S. Proidak)	62
--	----



Пам'яті Бориса Євгеновича Патона

Національна академія наук України, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона з глибоким сумом повідомляють, що 19 серпня 2020 р. світову і вітчизняну науку спіткала велика втрата — на 102-му році життя зупинилося серце видатного українського вченого в галузі металургії, технології металів, електрозварювання та матеріалознавства, організатора науки, державного та громадського діяча, президента Національної академії наук України, директора Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, двічі Героя Соціалістичної Праці, першого Героя України академіка Бориса Євгеновича Патона.



Борис Євгенович Патон народився 27 листопада 1918 р. в Києві в родині професора Київського політехнічного інституту Євгена Оскаровича Патона.

Його інженерна і наукова діяльність розпочалася в 1942 р. в Інституті електрозварювання, який тоді в евакуації розміщувався на території «Уралвагонзаводу» в Нижньому Тагілі. Відтоді протягом 11 років Борис Євгенович працював разом із батьком, який очолював інститут. Це були роки його становлення як науковця та дослідника, а згодом і як керівника великого науково-виробничого колективу. Він продовжив і блискуче розвинув справу, розпочату Євгеном Оскаровичем, разом з яким

створив всесвітньо відому патонівську наукову школу, та 67 років очолював широковідомий у всьому світі науково-технічний комплекс — Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.

Світове визнання Б.Є. Патон здобув своєю різнобічною і надзвичайно плідною науковою та інженерною діяльністю, прагненням спрямувати фундаментальні наукові дослідження на розв'язання актуальних проблем науково-технічного прогресу. Своїми працями він заклавав підґрунтя дугового зварювання, зокрема, теорії автоматів для дугового зварювання, яку потім розвивали багато фахівців у галузі автоматичного управління процесами зварювання.



Під керівництвом Б.Є. Патона було здійснено дослідження в галузі зварювальних джерел живлення, створено процеси дугового, електрошлакового, контактного, електронно-променевого та багатьох інших видів зварювання і споріднених технологій; виконано великий комплекс фундаментальних і прикладних досліджень у галузі статичної та циклічної міцності зварних з'єднань, їхнього опору крихким і втомним руйнуванням, працездатності в умовах низьких температур. Уперше в Україні з'явилися системи діагностики зварних конструкцій, до яких висують підвищені вимоги безпеки експлуатації. Б.Є. Патон очолив дослідження з використання електрошлакового процесу для поліпшення якості металів і сплавів, внаслідок чого з'явився принципово новий напрям у металургії — електрошлаковий переплав і лиття. Технології, розроблені під його керівництвом, успішно працюють на землі, під водою і в космосі. Борис Євгенович запропонував також використовувати методи зварювання для з'єднання живих тканин.

Багато років Б.Є. Патон в якості головного редактора керував виданням провідних журналів в галузі зварювання та споріднених технологій — «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія» та «Технічна діагностика та неруйнівний контроль», що дозволило донести до світової науково-технічної громадськості інформацію про результати досліджень і нові розробки Інституту електрозварювання, сприяти реалізації понад 150 ліцензій у зарубіжних країнах.

У 1962 р. Б.Є. Патона було обрано президентом Академії наук УРСР (нині — Національна академія наук України). Глибоке розуміння ролі науки в суспільстві, її цілей і завдань, високий міжнародний авторитет ученого, відданість науці, невичерпна енергія та високі моральні якості, активна громадсько-політична діяльність, досвід керівництва великими науковими колективами стали визначальними аргументами в обранні Бориса Євгеновича на цю посаду. Відтоді він упродовж 58 років очолював провідну наукову організацію України.

На відповідальному посту президента НАН України ще більше розкрився його талант організатора науки. За участі Бориса Євгеновича Патона розроблено нову структуру Академії наук, її новий статут, спрямований на найраціональніше використання наукових сил

і засобів, їх концентрацію на розв'язанні найважливіших фундаментальних та прикладних наукових проблем, що мають важливе значення для економіки країни, створено десятки нових інститутів та установ, що розвинули і поглибили дослідження в пріоритетних наукових напрямках.

Виняткові здібності Бориса Євгеновича як лідера, ученого й організатора проявилися у драматичні дні аварії на Чорнобильській АЕС. Колективи багатьох інститутів Академії, її Президія вже з перших днів працювали над ліквідацією наслідків цієї катастрофи.

У роки незалежності України Б.Є. Патон багато зробив для збереження і примноження потенціалу вітчизняної науки, розгортання нових наукових напрямів, необхідних для розбудови незалежної європейської держави, її економіки, науково-технічної, освітньої, соціально-культурної сфер, зміцнення обороноздатності держави.

Б.Є. Патону належить значний внесок у розвиток міжнародного наукового співробітництва України, входження вітчизняної науки до європейського і світового наукового простору. За його ініціативою в 1993 р. створено Міжнародну асоціацію академії наук (МАН), що об'єднала національні академії 15 країн Європи і Азії. Протягом майже чверті сторіччя Борис Євгенович був незмінним президентом цієї асоціації.

Б.Є. Патона неодноразово обирали до складу вищих органів державної влади Радянського Союзу й України. Він був керівником та членом багатьох важливих комітетів і комісій. Обіймаючи високі посади, Борис Євгенович плідно працював з глибоким почуттям особистої відповідальності перед державою, народом та власною совістю.

Борис Євгенович Патон продовжував працювати до останніх днів свого життя. Його життєвий шлях — взірць відданості улюбленій справі, науці, Україні. Усі, кому пощастило спілкуватися з Борисом Євгеновичем, знали його як надзвичайно творчу особистість, мудру, глибоко порядну і доброзичливу людину з фантастичною енергією, жагою до праці, гострим аналітичним розумом, теплим гумором і високою людяністю.

Всесвітньо визнаний учений, взірць дослідника, видатний організатор науки, справжній син українського народу — світла пам'ять про Бориса Євгеновича Патона назавжди залишиться в серцях усіх, хто його знав і працював з ним.

Редколегія журналу визнала за важливе ознайомити читачів з останнім інтерв'ю Б.Є. Патона, яке було опубліковано в «Урядовому кур'єрі» незадовго до його відходу з життя. В ньому осмислення сьогодення і роздуми про майбутнє видатного ученого і мудрої людини, все життя якого — самовіддане служіння науці

Президент Національної академії наук України академік Борис Патон: «Пандемія COVID-19 показала, як неприпустимо багато ресурсів ми марнуємо на другорядні потреби і не звертаємо уваги на головне — глобальні проблеми»

У квітні мали відбутися вибори президента і президії Національної академії наук України, але завадила пандемія коронавірусної хвороби. Проте прізвища кандидатів на головну посаду в академії вже відомі, і серед них немає нинішнього очільника Бориса Патона. Про рекордне керівництво і майбутнє НАН України ця ексклюзивна розмова з ним.

— **Борисе Євгеновичу, чим запам'ятаються 58 років президентства в НАН України і чим плануєте займатися по завершенні своєї каденції?**

— Після складення повноважень президента академії в мене ще залишатимуться обов'язки директора Інституту електрозварювання імені Є.О. Патона НАН України. Тому роботи поменшає незначно — не з моїм щастям (усміхається). З іншого боку, нічого незвичного чи обтяжливого в цьому для себе не бачу — в нашій родині з діда-прадіда панував культ праці. А коли втягуєшся, то не одразу помічаєш, що професія поглинає весь твій час. Навіть не можу сказати про академію як про другу родину, здається, вона була моєю єдиною родинною. Від цього, звичайно, страждало приватне життя, рідні й близькі бачили мене далеко не так часто, як хотіли і як варто було б. Трохи виправився я, мабуть, тільки тепер — живу з родиною онучки Ольги, виховую правнучку Ганнусю. Вона велика непосида, допитлива дівчинка-щербетушка. З нею не засумуєш. Пандемія — це, без сумніву, велике лихо, але можу погодитися з думкою, що для багатьох

із нас карантин став нагодою побути в сімейному колі довше, ніж зазвичай.

А загалом ці 58 років, як і вся історія академії, були часом і великих досягнень, і великих випробувань. Різнилися тільки виклики, які поставали перед державою. Із 1950-х років треба було встигати за світовою науково-технічною революцією. Під нові завдання розбудовували структуру академії, створювали нові установи, засновували регіональні наукові центри тощо. Коли мене вперше обрали президентом тоді ще Академії наук УРСР, я поставив за мету зробити зв'язки між наукою та виробництвом максимально тісними. Бо вчені — не річ у собі й не річ для себе, підсумки їхньої роботи мають втілюватися у практику, давати очевидну й відчутну користь суспільству та державі. Це й був мій головний імператив. Спираючись на нього, запропонував колегам там, де це доцільно, створювати й упроваджувати розробки за схемою «науковий інститут — конструкторське бюро — дослідне виробництво». Не хочу себе хвалити, але треба визнати, що цей механізм не без успіху працював багато років.

В академії від самого її заснування у 1918 р. виконували гігантські обсяги роботи. Наприклад, наші науковці спрогнозували негативні наслідки масштабної осушувальної і зрошувальної меліорації, інтенсивної хімізації сільського господарства й будівництва сумнозвісної Чорнобильської атомної електростанції. Тільки хто ж нас послушав? Проте коли реалізується найгірший прогноз, науковці не можуть сказати: «Ми ж застерігали», просто розвернутись і піти, залишити людей наодинці з їхнім горем. Аварія на ЧАЕС була комплексним викликом, і академія активно долучилася до ліквідації її наслідків, яка триває й досі.

На початку 1990-х Україна стала незалежною, й академія досить швидко перебудувалася під нові реалії. Скажімо, в умовах розриву економічних зв'язків між колишніми радянськими республіками і занепаду галузевої науки, яка, на превеликий жаль, так і не вийшла з коми, саме НАН України взяла на себе супровід базових галузей національної економіки. Було відновлено або за-





Головний корпус КПІ (роки навчання 1937–1941)

початковано багато напрямів соціогуманітарних досліджень (і засновано відповідні структурні підрозділи або навіть цілі наукові установи), які за радянських часів перебували в немилості, але були вкрай важливими для становлення молодого Української держави.

2014 р. академія разом з усією країною зазнала болючого удару і великих збитків. На окупованих Росією територіях Криму та Донбасу залишились і наші тамтешні установи — звісно, з усім матеріальнотехнічним забезпеченням, а також об'єкти історико-культурної спадщини. На щастя, вдалось евакуювати до Києва частину співробітників. В Автономній Республіці Крим ми, на жаль, втратили майже всіх і все. Серед іншого лазерну обсерваторію, Карадазький природний заповідник, коштовне наукове обладнання і наше єдине науково-дослідне судно. Тому вимушено згорнули деякі роботи, а саме частину океанологічних і океанографічних та історичних і археологічних досліджень. Ми все робимо, щоб якось компенсувати ці втрати, та, як кажуть, ламати — не будувати. Ламали, щоправда, не ми, але від цього не легше.

Навіть війна — не привід складати руки і чекати, доки хтось розв'яже наші проблеми. Тому науковці разом з усією країною мобілізувалися. По-перше, академія започаткувала власну цільову науково-технічну програму з проблем підвищення обороноздатності й безпеки держави. По-друге, розпочала або розширила дослідження цивілізаційного вибору України, шляхів консолідації нашого суспільства, особливостей міграційних процесів, які в ньому відбуваються, а також дослідження історії, культури, економіки українських регіонів з особливим акцентом на схід і південь. Це титанічні колективні праці у форматі національних доповідей або серійних видань, з якими може ознайомитися кожен охочий — їхні електронні версії є у відкритому доступі. Щоро-

ку наші вчені надають тисячі експертних висновків, доповідних записок та інших документів на вимогу держави. Звичайно, ми готуємо всі ці документи з розрахунком, що ними справді скористаються. Часто бачимо позитивну віддачу від цієї роботи. Це дає сили працювати далі.

Прикладні дослідження і науково-експертна діяльність — надзвичайно важлива частина нашої роботи, однак головне статутне завдання НАН України полягає у здійсненні широкого спектра фундаментальних наукових пошуків. За деякими напрямками досі утримуємо світовий пріоритет, і справедливо можемо цим пишатися. Проте загалом наука в Україні переживає, м'яко кажучи, не найкращі часи, що не могло не позначитись і на нашій академії. Не залишаємо сподівань, що це тимчасова скрута.

— **У концепції розвитку на 2014—2023 роки академія задекларувала курс на реформи. Що, на вашу думку, має змінитись, а що заслуговує на збереження?**

— Важливо, щоб академія була, а її наукові школи відтворювалися й примножувалися. Це передовсім. Адже в деяких пострадянських країнах аналогічні організації або істотно втратили у суспільній вазі й відійшли на маргінес, або взагалі були ліквідовані. У Росії головну академію наук примусово об'єднали з галузевими, дуже обмежили у праві розпоряджатися власними ресурсами, зокрема фінансовими, і це теж не пішло їй на користь. Україні не підходить жоден із цих шляхів. Досі академії вдавалось обстоювати своє право на існування, але зазіхання на нас не припинялися впродовж усього періоду Незалежності. Переважно з боку людей, які нічого не тямлять в особливостях науки та організації досліджень. І погано розуміють, навіщо країні утримувати власну наукову галузь.

Не менш важливо (і це моя принципова позиція), щоб НАН України безумовно зберігала за собою самоврядний статус у всіх справах, що стосуються її діяльності. Норма про це міститься і має надалі залишатись у статуті академії. У нас завжди працювало і нині працює достатньо розумних людей, які самі, не чекаючи вказівок згори або збоку, дадуть собі раду з визначенням і реалізацією дослідницьких пріоритетів, бо добре знаються на світових трендах і національних українських потребах.

Щодо решти питань можна і потрібно дискутувати, зважувати всі «за» і «проти», обирати оптимальні рішення. І за останні кілька років в академії багато чого змінилось. 2016 р. загальні збори НАН України ухвалили нову редакцію статуту академії, який пройшов тривале обговорення на всіх рівнях нашої організації. Не можна заперечувати, що завдяки йому стала можливою відчутна демократизація внутрішньоакадемічно-



Головний корпус ІЕЗ (роки роботи 1944–1975)

го життя. Передусім за рахунок обмеження часу перебування на керівних посадах в академії двома строками та залучення до повноцінної участі у прийнятті рішень представників, делегованих науковими колективами. Крім того, за сприяння німецьких партнерів, за що хочу ще раз висловити їм глибоку вдячність, на основі найкращих європейських зразків було розроблено прогресивну методику оцінювання ефективності діяльності наукових установ НАН України. Ми її успішно апробували й активно використовуємо. До речі, саме ця методика лягла в основу принципово нового механізму фінансування науки за бюджетною програмою КПКВК 6541230 «Підтримка розвитку пріоритетних напрямів наукових досліджень», яку наша академія ініціювала в 2017 році спільно з Міністерством фінансів України. Принагідно хотів би подякувати за це нинішньому очіль-

никові Мінфіну Сергієві Марченку, який у той час був заступником міністра та опікувався питаннями фінансування наукової галузі.

Я навів далеко не повний перелік всього, що нам вдалося. Життя триває, рухаємося далі. Але, наголошую, реформування академії не має призвести до її руйнування.

Так склалося, що на сьогодні НАН України — чи не єдиний осередок справжньої науки в нашій країні, в ній зосереджено фактично весь наш національний інтелектуальний потенціал. Не уявляю, як дивитимемося в очі дітям і онукам, якщо девальвуємо та розпродамо ще й цю цінність. І не хочу уявляти. Академія гідна кращої долі.

— А що для вас наука? У чому для вас полягає її цінність?

— Наука — це єдино адекватний інструмент пізнання навколишнього світу і створення його достовірної картини. Кращого поки що не винайдено. Вона дала змогу представникам одного з мільйонів видів живих істот максимально одомашнити середовище свого існування і розбудувати розумну цивілізацію. Принаймні почасти розумну (сумно усміхається). Чи ж це не доказ приголомшливої ефективності науки?

Її виникнення було цілком логічним, тому що базувалося на природній допитливості. Але інтерес — це ще не все: мисленнєвий процес потребує зусиль і спеціальної системи. На те, мабуть, людина — не тільки біологічна, а й соціальна істота, щоб урешті-решт перетворюватися на щось більше, ніж прямоходячий родич мавп.

Здавалося б, що нам до безмежно далеких галактик, глибоких земних надр, будови атомів? Наука — це завжди відрив від якоїсь приземленої



Президія НАН України (роки роботи 1962–2020)



Новий корпус ІЕЗ (роки роботи 1975–2020)

повсякденності, побутовості, це розсування горизонтів вусібіч. В одній з праць французького астронома Каміля Фламмаріона вперше з'явилася знаменита нині гравюра невідомого автора, яка, по-моєму, геніально передає суть науки: на ній зображено людину, яка зазирає за межі небесної сфери — у відкритий космос. Вона не отримує від цього миттєвої практичної користі, крім хіба суто професійного задоволення, але не може інакше.

Були часи, коли вчених переслідували і знищували, бо вони як першопрохідці за природою збурювали когнітивний комфорт, простіше кажучи, войовниче невігластво інших. І самим своїм існуванням розхилювали релігійні та політичні системи, які на цьому невігластві трималися. На жаль, у XXI столітті інтелектуального мороку все ще достатньо, але заради справедливості мушу відзначити і великий прогрес у цьому плані. Тож ми не такі вже безнадійні.

Пандемія COVID-19 показала, як неприпустимо багато ресурсів ми марнуємо на другорядні потреби і не звертаємо уваги на головне — глобальні проблеми. Мені було присмодно бачити, як американці успішно запустили новий пілотований космічний апарат CrewDragon і зістикували його з Міжнародною космічною станцією. Але якщо ми не забезпечимо собі виживання на Землі — а без збереження довкілля і його біорізноманіття це неможливо, — то про колонізацію ні ближчого, ні віддаленішого космосу нічого й думати. Мені здається, саме це мав на увазі британський фізик і космолог Стівен Гокінг, який вважав, що людство не встигне реалізувати плани з розселення на інших планетах, зокрема й екзопланетах, тобто, поза Сонячною системою. Можливо, в цьому заховано відповідь на парадокс Фермі або, як його ще називають, велике

мовчання Всесвіту. Зміни клімату, які рік у рік стають дедалі очевиднішими, переконують мене, що, схоже, пан Гокінг був недалекокий від правди. Хоч як сумно це визнавати. І все-таки я за те, щоб не здаватись і шукати вихід навіть із найбезнадійнішої ситуації. Без науки ми цього виходу не знайдемо, і щодо цього не може бути двох думок.

— **Українській науці часто закидають інертність і бездіяльність. Що можете відповісти критикам? Чим наука стала у пригоді Українській державі й чим досі їй допомагає?**

— На жаль, вдумливих і обізнаних критиків серед таких людей небагато, здебільшого, даруйте, критикани. Недавно читав публікацію однієї нібито й не далекої від науки людини, яка радить ученим нашої академії бути ще активнішими. Читав і думав: куди вже активніше? Якщо фундаментальних і прикладних досліджень, науково-експертної та науково-популяризаційної діяльності недостатньо, то, щиро кажучи, вже не знаю, що ще вчені здатні запропонувати своїй країні і своєму народові. Хіба що працювати за «спасибі», що ми фактично вже майже і робимо, бо жалюгідні фінансові крихти, які отримує абсолютна більшість наших співробітників, язик не повертається назвати зарплатою. І при цьому нас звинувачують, що ми постійно говоримо про гроші й те, як нам їх бракує. Врешті-решт ми вже 30 років живемо в умовах ринкової економіки і відкритих кордонів, і щонайменше дивно очікувати від висококваліфікованих фахівців, що вони задовольняться окладами, на які вже не погоджуються навіть прибиральники і касири супермаркетів.

На загальних зборах, які не відбулись у квітні, академія мала підбити підсумки своєї діяльності за період із 2015 по 2019 рік. І якщо ознайомитися з ними (а всі звітні матеріали є на сайті НАН України) трохи уважніше за авторів порожніх популістських гасел, то можна побачити, що зроблено надзвичайно багато. Напевно, великий наш недолік у тому, що ми не кричимо про свої досягнення на кожному розі. Просто мовчки гаруємо на роботі й заощаджуємо державі мільярди бюджетних коштів або приносимо мільярдні прибутки. Що, однак, слабко позначається на нашому фінансуванні.

Щоб не бути голослівним, наведу кілька прикладів. Ми вже обговорили, що академія здійснює науковий супровід базових галузей української економіки. Одна з головних і стратегічно важлива — енергетика. Так-от, оцінки стану реакторів вітчизняних АЕС фахівців НАН України дали змогу продовжити на 20—30 років терміни експлуатації шести із 15 реакторів. Економічний ефект від продовження терміну роботи тільки одного ядерного блоку сягає 1,5 мільярда гривень. Ми здійснили сертифікацію ядерного палива Westinghouse і зао-

щадили Україні ще 1,3 мільярда. Це сприяло диверсифікації поставок ядерного палива на вітчизняні АЕС і стало значним внеском в енергетичну незалежність нашої держави. Вчені академії запропонували інноваційні технології заміщення антрациту на українських ТЕС і ТЕЦ. В інтересах одного з наших давніх і добрих партнерів із виробничого сектора — конструкторського бюро «Південне» було розроблено спеціальний модуль відведення третього ступеня ракети-носія і виконано інші важливі роботи. У нашому доробку — технологія контактного стикового зварювання рейок з високоміцної сталі, якими потяги рухаються, генеруючи значно менше шуму. Тому залізничні шляхи, прокладені за допомогою такої технології, називаються оксамитовими. Науковці академії створили багато розробок для потреб медицини, сільськогосподарського комплексу, а також в інтересах безпеки та оборони.

А наш бюджет на 2020 рік — близько 4 мільярдів гривень. Сюди слід додати кошти, які розподіляють між найкращими науковими колективами в межах програми «1230». Конкурси на отримання грантового фінансування нині проводить нещодавно створений Національний фонд досліджень України, і наші науковці сподіваюся отримати частину коштів на свої дослідження і з цього джерела.

Ось і все. Нагадаю, сукупний бюджет правоохоронних відомств перевищив 100 мільярдів гривень. Прикро це констатувати, але в нашої держави викривлена система пріоритетів. Трохи цифр для порівняння: у США 2017 року сукупні витрати на науку наблизилися до 550 мільярдів доларів. Але це дуже велика країна, і мені можуть заперечити, що порівняння некоректне. Тож погляньмо на Францію: у 2018 році там витратили на науку майже 68,5 мільярда доларів США.

Безперечно, є країни, чій видатки на науку в абсолютних цифрах б'ють наш антирекорд. Але деякі з них непорівнянні з Україною територіально та за чисельністю населення. Інші ж — зовсім не ті приклади, на які нам варто орієнтуватися. Вірець ставлення до науковців — наші найближчі сусіди. Скажімо, у Польщі на науку спрямовують понад \$14,5 мільярда, у Туреччині — майже \$22 мільярда. Думаю, що в середньостроковій перспективі в Україні цілком можливо досягти цих обсягів видатків. Адже це відповідає національному законодавству. Нагадую, стаття 48 Закону України «Про наукову і науково-технічну діяльність» встановлює фінансування наукової галузі на рівні не нижче 1,7% ВВП з 2020 року. Нині майже вдесятеро менше. Здається, за нинішніх обставин цієї цифри вже неможливо досягти вчасно. Припускаю, що може статися щось неймовірне, що змусить нашу державу схаменутися. Життя — річ непередбачувана. Згадали ж про армію в 2014

році. До речі, 1,7% ВВП — це зовсім не захмарні видатки. Середньоєвропейський рівень становить 2—3 % ВВП, в Ізраїлі — навіть 4 %.

Але і з таким мізерним фінансуванням вчені академії демонструють продуктивність, без перебільшення, на межі фантастики. Прості розрахунки показали, що за кількістю публікацій, які припадають на мільйон євро витрат на науку, Україна випереджає і Польщу (втричі), і Туреччину (вдвічі), і навіть Німеччину (майже у п'ять разів). Однак ідеться не про будь-які публікації, а тільки у фахових рецензованих журналах, індексованих у базі Scopus, тобто у престижних світових виданнях. Можете уявити, який позитивний вибух міг би статись, якби наші не балувані державною увагою науковці отримали ті обладнання й зарплати, на які заслуговують.

Якщо зануритись у тему глибше, то міфи випаровуються, наче роса на сонці.

— **Борисе Євгеновичу, не можу не запитати про те, що, без сумніву, цікавить багатьох: чи підтримуєте когось із кандидатів на посаду президента НАН України? І якщо так, то кого й чому?**

— Давно і добре знаю кожного з кандидатів. І кожного встиг побачити і за словами, і за справами. Дуже важливо, що вони здобули авторитет як справжні фахівці у своїх галузях. Окрім того, більшість з них має не тільки великий науковий, а й науково-організаційний і викладацький досвід.

Звичайно, кожен, хто голосуватиме на виборах президента і президії академії (нагадаю, це будуть не лише члени НАН України, тобто академіки і члени-кореспонденти, а й представники наших наукових колективів), керуватиметься власним досвідом, сумлінням, особистими вподобаннями. Я з вибором уже визначився: голосуватиму за академіка Анатолія Загороднього, який обіймає посаду віцепрезидента нашої академії. На мою думку, саме в його особі найбільш вдало поєднано професійні й людські якості.

По-перше, Анатолієві Глібовичу в непростих умовах вдалося зберегти невеликий, але продуктивний колектив науковців Інституту теоретичної фізики імені М.М. Боголюбова НАН України, в якому він працює з 1970-х років, а директорує з 2003-го. Це всесвітньо відома установа, вона активно співпрацює з провідними іноземними дослідницькими центрами, наприклад Європейським центром ядерних досліджень, який більше знають за аббревіатурою CERN. А в науковому світі до співпраці підходять дуже прагматично, тому, звісно, не стали б налагоджувати зв'язки з тим, хто не вартий уваги і довіри. Ясна річ, міжнародний престиж інституту підтримується авторитетом усіх його науковців, але повірте, академік Загородній теж доклав до цього чималих зусиль.



Батько та син (у дворі НТУУ «КПІ»)

До речі, він науковий представник України в CERN, що само по собі дорогого коштує.

По-друге, Анатолій Загородній позитивно зарекомендував себе за тими напрямками роботи, якими опікується відповідно до посадових обов'язків у президії НАН України. Це насамперед питання співпраці з Міністерством освіти і науки, Науковим комітетом Нацради з питань розвитку науки і технологій, Комітетом Верховної Ради України з питань освіти, науки та інновацій. Це й питання міжнародної наукової і науково-технічної співпраці, а також проблеми наукової молоді. Анатолій Загородній має величезний досвід, який може стати академії у пригоді з огляду на євроінтеграційний вектор, який Україна задекларувала кілька років тому, коли уклала Угоду про асоціацію з ЄС. Триває інтеграція України в європейський дослідницький простір, а серед іншого вирішують питання про приєднання до Європейської хмари відкритої науки.

Попереду ще дуже багато роботи, процес далекий від завершення, але важливо забезпечити його тяглість і неперервність. Академік Загородній побував у багатьох країнах і не з чужих слів знайомий з їхніми науковими системами. Розумне запозичення чужого досвіду допомагає нам реформувати академію.

Звичайно, залишається вкрай гострою проблема інтенсивного впливу мізків. Тому потрібно

працювати з талановитою молоддю, сприяти її долученню до академічної громади. Для цього на базі нашого Фізико-технічного науково-навчального центру було створено Київський академічний університет НАН України та МОН України. Він має статус наукової установи і готує майбутніх фахівців за визнаною у світі так званою фізтехівською системою. Це дає змогу з перших курсів поєднувати навчання з науковою діяльністю завдяки тому, що студентам викладають вчені, які самі проводять дослідження за перспективними напрямками науки.

У мене завжди викликали занепокоєння люди, які жадали влади, особливо за всяку ціну. Наприклад, ціною знеславлення організації, в якій вони бачать себе керівником, не маючи для цього достатньо компетенції та хисту. Як і з-поміж будь-яких інших людей, серед учених також трапляються такі, котрі з більшою приємністю дивляться на себе в науці, ніж на науку в собі.

Я прожив довге, насичене і цікаве життя, мав змогу працювати з різними людьми, спостерігати за тим, як їхні характери проявляються в різних ситуаціях. Досвід підказує, що на булаву найбільше заслуговує той, хто спроможний по-волячому тягти майже непідйомну ношу, ні на що не скаржачись і не хизуючись. Тобто це має бути людина, по-перше, талановита і працююча, а по-друге, скромна і порядна. Не люблю гучних слів про патріотизм — зрозуміло, що керівник рівня президента академії наук має працювати в інтересах своєї країни.

Звісно, управління будь-якою достатньо великою організацією, зокрема й Національною академією наук, у системі якої працює близько 30 тисяч осіб, — це завжди командна гра, якщо скористатися спортивною термінологією. В академії всі рішення ухвалюють колегіально — для цього збираються засідання президії, бюро президії та бюро відділень НАН України, а також загальні збори академії та окремих її відділень. Попри це президент академії був і залишатиметься її обличчям, на ньому лежатиме весь тягар відповідальності. Тому хотілося б залишити академію в надійних руках. А про те, чиї руки найнадійніші, я вже сказав. Для Анатолія Загороднього академічна доброчесність і доброчесність в етичному сенсі — не порожні слова. І в робочому, і в міжособистісному спілкуванні він людина надзвичайно делікатна та дипломатична. А ще, можливо, як ніхто інший із кандидатів, готова до діалогу, бо вміє слухати і головне — чути різних людей. І що дуже важливо, він має непохитну та принципову позицію у захисті інтересів академії.

Підготувала: Сніжана МАЗУРЕНКО

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОСТІ ТА ЕФЕКТИВНОСТІ НОВОГО ШЛАКУ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

Г.П. Стовпченко^{1,2}, С.В. Давидченко³, Л.О. Лісова¹, Я.В. Гусев¹, Л.Б. Медовар¹

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Інжинірингова компанія «ЕЛІМЕТ-РОЛЛ». 03150, м. Київ, а/с 259. E-mail: office@elmet-roll.com.ua

³ПрАТ «Електрометалургійний завод «Дніпроспецсталь» ім. А.М. Кузьміна».

69008, м. Запоріжжя, Південне шосе, 81. E-mail: info@dss.com.ua

Дослідно-промислове випробування показало, що метал зливків зі сталі 15Х11МФ за основними показниками хімічного складу, мікро- та макроструктурою і механічними властивостями виготовлених прутків, виплавлених під дослідним шлаком АНФ-39 ($32\text{CaF}_2/31\text{Al}_2\text{O}_3/30\text{CaO}/4\text{MgO}/3\text{SiO}_2$), не поступається такому виготовленому з використанням АНФ-6 ($70\text{CaF}_2/30\text{Al}_2\text{O}_3$), який серійно застосовується за діючою технологією. Порівняно зі шлаком АНФ-6 при використанні шлаку АНФ-39 досягнуто зниження вмісту оксидних включень на 0,5 бали, витрат електроенергії при електрошлаковому переплаві на 17 %, фінансових витрат на матеріали для виготовлення шлаку на 23...25 %, покращено екологічність шлаку завдяки зменшеному вмісту фтористого кальцію (більше ніж в 2 рази). Шлак АНФ-39 рекомендовано на заміну АНФ-6 для ЕШП легованих та високолегованих сталей в стаціонарних та коротких кристалізаторах. Бібліогр. 8, табл. 5, рис. 4.

Ключові слова: новий шлак; електрошлаковий переплав; енергоефективність; високолегована сталь; макро- і мікроструктура; неметалеві включення

Електрошлаковий переплав (ЕШП) є найбільш розповсюдженим процесом масового виробництва високоякісних зливків для виготовлення відповідальних виробів з легованих сталей та сплавів, який знаходить все більш широке використання в світі. Сьогодні наука, техніка і технологія електрошлакового переплаву швидко розвиваються, щоб забезпечувати вимоги споживачів (які постійно зростають) до якості металу та його конкурентоспроможності в порівнянні з продукцією інших процесів спеціальної електрометалургії та традиційної металургії, які також не стоять на місці. Започатковані в ІЕЗ ім. Є.О. Патона електрошлакові технології виробництва зливків різної маси і форми із різноманітних сталей і сплавів продовжують дослідники і виробники обладнання в багатьох країнах. Сьогодні вже створено ціле сімейство електрошлакових технологій, яке включає традиційний переплав в короткому та стаціонарному кристалізаторі, прискорений ЕШП, вакуумний ЕШП, електрошлаковий процес з рідким металом для виробництва суцільних та порожнистих зливків і електрошлакове наплавлення. І це далеко не повний перелік видів реалізації електрошлакового переплаву. Загальним є те, що всі ці процеси потребують шлаків, які були б економічними, енергоефективними, еколо-

гічними і недорогими. В сучасній практиці вітчизняного електрошлакового процесу використовують переважно шлаки, які було створено більш як півстоліття тому, коли і умови і вимоги були іншими. Тому нами було поставлено задачу розробити вітчизняний аналог зарубіжного шлаку ESR2015, який є найбільш вживаним для ЕШП високоміцних сталей та сплавів для енергетичного і хімічного машинобудування тощо. В результаті дослідження фізико-хімічних властивостей шлаків системи $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ з додаванням оксиду магнію і оксиду кремнію такий склад було створено і за традицією названо АНФ-39 (флюс за номером 39). Далі будемо використовувати термін «шлак» замість «флюс», як такий, що більше відповідає назві процесу ЕШП і співпадає з означенням в англійській літературі. В данному матеріалі ми наводимо підсумки випробування технології виготовлення та використання цього шлаку в дослідно-промисловому масштабі.

Дослідно-промислова виплавка шлаку АНФ-39. Виплавку шлаку АНФ-39 виконали на ПрАТ «Запоріжсклофлюс» з використанням флюсоплавильної триелектродної електропечі (рис. 1, а) [1].

Плавку шихтували з залишків шлаку АНФ-6 в печі і сировинних компонентів з розрахунку на одержання середнього значення інтервалу вмісту

Г.П. Стовпченко — <https://orcid.org/0000-0002-6555-5715>, Л.О. Лісова — <https://orcid.org/0000-0002-3758-0294>

Я.В. Гусев — <https://orcid.org/0000-0003-1803-3604>, Л.Б. Медовар — <https://orcid.org/0000-0003-2077-5965>

© Г.П. Стовпченко, С.В. Давидченко, Л.О. Лісова, Я.В. Гусев, Л.Б. Медовар, 2020



Рис. 1. Зовнішній вигляд установки для виплавки флюсу (а) та процес грануляції флюсу АНФ-39 стисненим повітрям (б)

Таблиця 1. Вимоги нормативних документів до складу (мас. %) дослідного АНФ-39 та порівняльного АНФ-6 шлаків

Шлак	CaF ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	SiO ₂	C	Fe ₂ O ₃	S	P	Нормативний документ
АНФ-39	29...35	30...36	27...32	2...4	1...3	≤ 0,10	≤ 0,5	≤ 0,04	≤ 0,02	ТУ У 20.5-05416923-112:2015
АНФ-6	Основа	25...31	≤ 8	–	≤ 2,5	≤ 0,10	–	≤ 0,05	–	ГОСТ 30756

Таблиця 2. Хімічний склад шлаку АНФ-39 дослідної партії, мас. %

Шлак	CaF ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	SiO ₂	C	Fe ₂ O ₃	S	P
АНФ-39	29,33	34,52	29,82	2,83	1,62	0,11	0,44	0,02	0,02

компонентів відповідно до розробленого хімічного складу шлаку (табл. 1).

Вміст домішок в ТУ було прийнято за рекомендаціями ПрАТ «Електрометалургійний завод «Дніпрспецсталь» ім. А.М. Кузьміна» (далі ПрАТ «Дніпрспецсталь») згідно з їх багаторічним досвідом використання шлаків ЕШП.

Спочатку розплавляли залишок шлаку АНФ-6 попередньої плавки (552 кг), після чого в піч поступово додавали необхідні матеріали в розрахованій кількості, кг: флюорит — 110; вапно — 710, магnezит — 40, глинозем — 305. Загалом на завантаження шихтових матеріалів було витрачено приблизно 40 хв. Після розплавлення всіх компонентів взяли пробу на хімічний аналіз, за результатами якого до шлаку було додано ще 80 кг вапна та 10 кг магnezиту.

Після одержання кінцевого хімічного аналізу шлаковий розплав злили з печі при температурі 1610 °С у сталеву виливницю, яку було оснащено пристроєм для гранулювання розплаву стисненим повітрям (рис. 1, б). На наведеному фото добре видно, як зустрічний потік повітря розбиває стру-

м'янь шлаку на дрібні краплі. Метою гранулювання було забезпечити розміри зерен шлаку в межах 0,2...2,0 мм. Відповідно до складених ТУ У 20.5-05416923-112:2015 кількість зерен розміром менш 0,2 мм не повинна перевищувати 15 %, а більш 2,0 мм — 3 % від маси шлаку.

Одержаний шлак подрібнили та просіяли через сито, задрібні та завеликі фракції, які не відповідали технічним умовам, повернули назад на переплав.

Хімічний склад шлаку АНФ-39 (табл. 2) повністю відповідав розробленим за участю виробника і споживача технічним умовам на дослідну партію (ТУ У 20.5-05416923-112:2015).

Вхідний аналіз ПрАТ «Дніпрспецсталь» показав дещо підвищені вмісти вуглецю (0,11 проти бажаного не більш як 0,06 мас. %) і оксиду заліза Fe₂O₃ (0,7 замість 0,5 мас. %). Виплавлену в промислових умовах дослідну партію флюсу АНФ-39 в кількості 850 кг було передано для подальшого випробування.

Дослідно-промислове випробування шлаку АНФ-39 при електрошлаковій виплавці високолегованих сталей. Для дослідно-промислового

випробування шлаку нового складу було обрано дві марки сталі — 15X11МФ і 15X12Н2МВФАБ-Ш (ЕП517-Ш) та виготовлено по два зливки масою 4,3 т (дослідні і порівняльні).

Метал злиwkів обох марок сталі, переплавлених під новим і порівняльним шлаками, успішно пройшов всі випробування і був відвантажений замовнику. Для сталі 15X11МФ об'єм досліджень був більшим, тому нижче будуть приведені результати, одержані при здаточному і дослідницькому контролі її структури і властивостей.

Сталь 15X11МФ відноситься до групи жаростійких сталей мартенситного класу. Вона призначена для виготовлення робочих та направляючих лопаток парових турбін (ГОСТ 5632 [2]), а також поковок, бандажів та інших деталей для роботи в навантаженому стані при високих температурах (550...580 °С) протягом тривалого часу.

ПрАТ «Дніпроспецсталь» виготовляє з цієї сталі доволі широкий асортимент продукції: прутки і полоси гарячекатані, сортовий прокат круглий, квадратний, гарячекатаний та кований, фасонні прутки [3]. Використання електрошлакового переплаву для цієї сталі забезпечує покращені характеристики механічних та службових властивостей завдяки зниженню вмісту неметалевих включень.

При електрошлаковому переплаві на ПрАТ «Дніпроспецсталь» найбільш широко застосовується шлак АНФ-6, який і було обрано у якості порівняльного (табл. 1). Обидва шлаки прожарювали у відповідності до вимог ТИ 145-Ш-1 при температурі більш ніж 700 °С понад 4 год і товщині шару шлаку в піддоні до 400 мм.

Плавки з використанням нового і порівняльного шлаку виконували на печі ОКБ 1065 за стандартною технологією з електродів однакового хімічного складу (плавка ДСП А02467). Переплав вели в стаціонарному кристалізаторі діаметром 565×565 мм з наддувом інертного газу (аргон) під кришку і додаванням алюмінію по ходу плавки для розкислення шлаку (витрата шлаку 200 кг).

Швидкість плавлення електроду та формування зливку при використанні нового шлаку АНФ-39 були вищими на 15...20 %, ніж при використанні шлаку АНФ-6. Було виплавлено два дослідних зливки масою по 4,3 т.

Витрати електроенергії при переплаві зі шлаком АНФ-6 склали 1729...1825 кВт·год/т, а АНФ-39 — 1469...1496 кВт·год/т (зниження витрати електроенергії на 17 %).

Візуальний огляд поверхні злиwkів експериментальних плавок показав, що при використанні нового шлаку поверхня гладка, глибокі гофри, заливини і тріщини повністю відсутні (рис. 2).



Рис. 2. Зовнішній вигляд поверхонь дослідного (знизу) і порівняльного (зверху) злиwkів ЕШП зі сталі 15X11МФ

Будь-яких суттєвих відмінностей якості поверхні зливку, виплавленого під експериментальним шлаком АНФ-39 від такого ж, що виплавливали під стандартним АНФ-6, не спостерігалось. Гарнісаж на поверхні злиwkів був тонким (до 3 мм) і переважно рівномірним (дещо товщим до 5 мм в нижній частині). Після охолодження зливка гарнісаж довільно відлущився.

Оцінка якості виплавленого металу. Для всебічної оцінки металургійної якості обох злиwkів було відібрано проби (для визначення хімічного складу сталі за ГОСТ 7565 [4], для механічних випробувань за ГОСТ 7564 [5]) від підкату на різних етапах їх подальшої обробки. Хімічний склад, макро- та мікроструктура металу наведені в табл. 3.

Порівняння результатів спектрального хімічного аналізу металу дослідної (№ 685327 під шлаком АНФ-39) та порівняльної (№ 685326 під шлаком АНФ-6) плавки сталі 15X11МФ показало, що вміст контрольованих елементів є однаковим за виключенням хрому, втрати якого з металу електроду при використанні АНФ-39 були незначно вищими — до 0,07 проти до 0,02 % при плавці під АНФ-6, що може бути викликано коливанням його вмісту по висоті вихідного електроду. Підвищення вмісту вуглецю в металі, якого очікували, зважаючи на його підвищений вміст в дослідному шлаку, не відбулося. Навпаки меншими були втрати алюмінію (до 0,007 % при АНФ-39 у порівнянні з 0,012 % при АНФ-6). Вміст алюмінію для даної марки сталі не регламентується. Хімічний склад виплавленої сталі обох злиwkів не виходить за межі стандарту.

Дослідження макро- та мікроструктури злиwkів було виконано на темплетях з прокатаного металу (ГОСТ 18968 [6]) з метою визначення морфології та розміру неметалевих включень за стандартною процедурою здаточного контролю.

Макроструктура заготовок обох плавки щільна, однорідна, дрібнозерниста (рис. 3).

Таблиця 3. Хімічний склад металу зливків ЕШП сталі 15Х11МФ-Ш за ГОСТ 18968–73, переплавлених зі шлаками АНФ-6 (діюча технологія) і АНФ-39 (дослідна технологія), мас. %

№ плавки/шлак	Проба	C	Mn	Si	Cr	P	S	Ni
Електрод А02467	К	0,14	0,11	0,24	10,37	0,020	0,007	0,20
685326/АНФ-6	Н5/№1797	0,15	0,13	0,22	10,35	0,021	0,003	0,21
Приріст (+) або втрата (-) проти вмісту в електроді (Н5-К)		+0,01	+0,02	-0,02	-0,02	+0,001	-0,004	+0,01
685327/АНФ-39	А1/№1798	0,150	0,13	0,24	10,30	0,019	0,003	0,21
	Н1/№1798	—	0,14	0,20	10,37	0,022	—	—
	А2/№1798	—	0,13	0,21	10,32	0,021	—	0,20
	Н2/№1798	—	0,14	0,22	10,41	0,022	—	0,22
Приріст (+) або втрата (-) проти вмісту в електроді ((А1+А2)/2-К)		+0,01	+0,02	-0,02	-0,06	0,0	-0,004	+0,01
Приріст (+) або втрата (-) проти вмісту в електроді ((Н1+Н2)/2-К)		—	+0,03	-0,03	+0,02	+0,002	—	+0,02
Вимоги до складу 15Х11МФ-Ш за ГОСТ 18968-73/ГОСТ 5632–75		0,12...0,19	≤0,70	≤0,5	10,0...11,5	≤0,030	≤0,015	≤0,60

Закінчення табл. 3

№ плавки/шлак	Проба	W	V	Mo	Ti	Al	Cu
Електрод А02467	К	0,02	0,30	0,65	0,01	0,029	0,14
685326/АНФ-6	Н5/№1797	0,03	0,31	0,64	0	0,007	—
Приріст (+) або втрата (-) проти вмісту в електроді (Н5-К)		+0,01	+0,01	-0,01	-0,01	-0,022	0
685327/АНФ-39	А1/№1798	0,03	0,31	0,64	0,01	0,020	0,16
	Н1/№1798	—	0,30	—	0	0,022	0,15
	А2/№1798	—	—	—	0,01	0,021	—
	Н2/№1798	—	—	—	0	0,026	0,14
Приріст (+) або втрата (-) проти вмісту в електроді ((А1+А2)/2-К)		+0,01	+0,01	-0,01	0,0	-0,009	+0,015
Приріст (+) або втрата (-) проти вмісту в електроді ((Н1+Н2)/2-К)		—	0,0	—	-0,01	-0,005	+0,005
Вимоги до складу 15Х11МФ-Ш за ГОСТ 18968-73/ГОСТ 5632–75		≤0,2	0,25...0,40	0,6...0,8	≤0,2	—	≤0,30

На всіх досліджуваних темплетях жодних слідів усадкової пористості, бульбашок, тріщин і шлакових включень знайдено не було. За шкалами ГОСТ 10243 на всіх пробах центральну пористість (ЦП) та точкову неоднорідність (ТН) оцінено в 0,5 бала. Метал, виплавлений під дослідним шлаком АНФ-39, пройшов успішно всі кваліфікаційні випробування.

При додатковому дослідницькому контролі забрудненості неметалевими включеннями (табл. 4) за шкалами ГОСТ 1778 [7] встановлено, що зраз-

ки металу дослідної плавки під шлаком АНФ-39 мають бал оксидних стрічкових (ОС) включень на 0,5 менше, ніж в металі порівняльної плавки під АНФ-6 (рис. 4).

Енергодисперсійним аналізом складу неметалевих включень в порівняльному і дослідному металі встановлено, що в обох випадках вони мають аналогічний склад і представлені оксидами Al_2O_3 , $(MgO) Al_2O_3$ та сульфідами MnS , CaS , що мають переважно глобулярну форму.

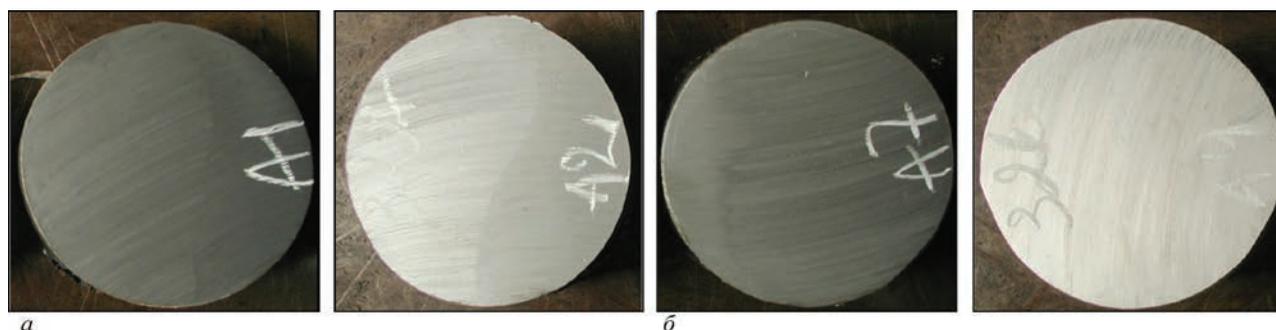


Рис. 3. Макроструктура заготовок зі сталі 15Х11МФ (прокат, круг 100/105 мм) зі зливків, виплавлених під дослідним АНФ-39 (а) та порівняльним АНФ-6 (б) шлаками

Таблиця 4. Результати дослідницького контролю забрудненості неметалічними включеннями

№ плавки	Профіль, мм	Зразок	Оцінка неметалевих включень за ГОСТ 1778							
			ОС	ОТ	СХ	СП	СН	С	НС	НТ
685326	105/100	A7	1,0	0,5	0	0	0,5	0	0	0
		A9	–	–	–	–	–	–	–	–
685327	105/100	A1	0,5	–	–	–	–	–	–	–
		A2	–	–	–	–	–	–	–	–

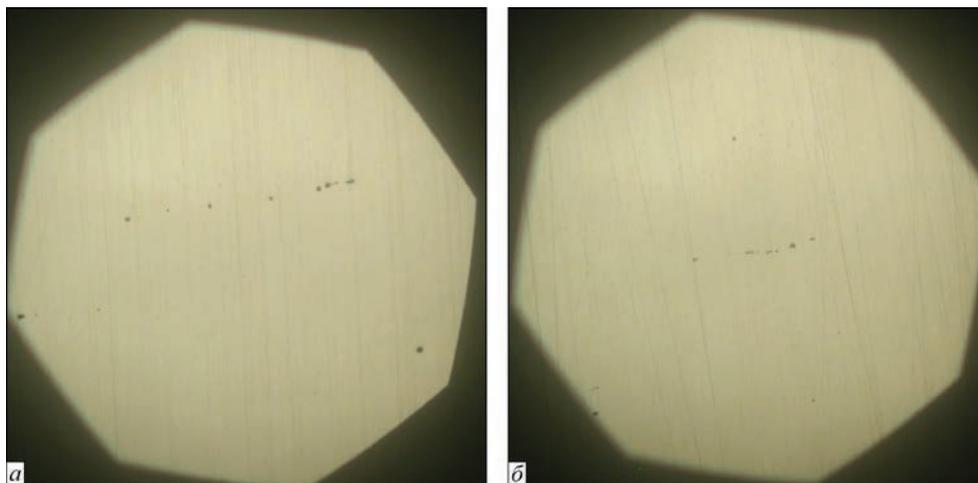


Рис. 4. Неметалеві включення (ОС) в металі прутків діаметром 105 мм зі зливків сталі 15X11МФ-Ш, виплавлених із використанням шлаку АНФ-6 (а) та АНФ-39 (б), $\times 100$

Механічні випробування виконали за стандартною процедурою на готових катаних прутках (табл. 5).

Метал, виплавлений під шлаком АНФ-39, показав аналогічний рівень межі текучості, тимчасового опору розриву та ударної в'язкості і підвищення відносного подовження на 12,5 %. Середні значення твердості металу зменшилися приблизно на 5 одиниць. Всі результати механічних випробувань повністю відповідають нормативним значенням.

На підставі виконаних досліджень можна зробити висновок, що за основними показниками хімічного складу, мікроструктурою і механічними властивостями виготовлених прутків метал зливків сталі 15X11МФ, виплавлених під дослідним шлаком АНФ-39, не поступається такому виробленому з використанням АНФ-6, який серійно застосовується за діючою технологією.

Дослідно-промислове випробування показало, що відмінність компонентного складу шлаків не вплинуло на якість виплавленого металу. Співставна якість металу складних легованих марок сталі, що були переплавлені під новим шлаком, і покращення енергетичної ефективності процесу плавки дозволяють рекомендувати його використання замість АНФ-6 при виробництві продукції відповідального призначення.

Оцінка економічної та екологічної ефективності електрошлакового переплаву з використанням шлаку АНФ-39. Економічна ефективність та більша екологічність нового шлаку обумовлена зниженням більш як вдвічі (порівняно з АНФ-6) вмістом в ньому фтористого кальцію (CaF_2).

Флюорит (плавиковий шпат), який є сировинним джерелом фториду кальцію, є найбільш дорогим і екологічно небезпечним компонентом. Розрахунок вартості компонентів, що входять до складу

Таблиця 5. Результати механічних випробувань прутків 105/100 мм за ГОСТ 18986

№ плавки/шлак	Зразок	Межа текучості (σ_T), МПа	Тимчасовий опір розриву (σ_B), МПа	Відносне подовження (δ), %	Відносне звуження (ψ), %	Ударна в'язкість (KCV), Дж/см ²
685326/АНФ-6	A7	630	830	16,0	63,0	6,5
–	B7	640	–	–	64,0	–
685327/АНФ-39	БЛ2	–	840	18,0	63,0	6,7
–	Н2	–	850	–	–	6,3
ГОСТ 18968-7360	–	60...77	≥ 75	≥ 15	≥ 50	≥ 6

порівнюваних шлаків (за середньо ринковими цінами станом на березень 2020 р., дол/т: флюорит (CaF_2) — 400...450, глинозем (Al_2O_3) — 300...350, вапно (CaO) — 60...80, магнезит (MgO) — 200...250) показав, що витрати на матеріали в собівартості шлаку АНФ-39 (250...290 дол/т) будуть менші приблизно на 23...25 % ніж для АНФ-6 (340...390 дол/т).

Оскільки вміст фтористого кальцію в шлаку АНФ-39 більш як в два рази менший ніж у АНФ-6, при його застосуванні знизиться рівень забруднення повітря фторидами, що покращить екологію в цеху та зменшить шкідливий вплив на довкілля при його утилізації.

Як показало дослідно-промислове випробування на ПрАТ «Дніпрспецсталь» шлак АНФ-39 дає суттєву економію при виробництві високолегованих сталей за рахунок зниження витрат електроенергії на 17 % порівняно з АНФ-6.

На підставі результатів дослідно-промислового випробування АНФ-39 при електрошлаковому перепавлі і порівняння якості металу прутків з дослідних і серійних (переплав з АНФ-6) зливок, новий шлак рекомендовано на заміну шлаку АНФ-6 для ЕШП легованих і високолегованих сталей відповідального призначення в стаціонарних кристалізаторах, а з врахуванням його фізико-хімічних властивостей [8] також і в коротких кристалізаторах з витягуванням зливка.

Висновки

1. В умовах ПрАТ «Запоріжстеклофлюс» виготовлено дослідно-промислову партію плавного шлаку АНФ-39 сухої грануляції з вмістом основних компонентів відповідно розробленим технічним умовам.

2. Дослідно-промислове випробування на ПрАТ «Дніпрспецсталь» шлаку АНФ-39 при електрошлаковому перепавлі серійних зливок з високолегованих сталей показало повну відповідність хімічного складу і показників якості металу прутків, виготовлених з дослідного зливка сталі 15X11МФ, вимогам стандарту. В порівнянні з металом зливка, виплавленого з електроду аналогічного складу під шлаком АНФ-6, показано зменшення забрудненості металу оксидними стрічковими неметалевими включеннями на 0,5 бали і підвищення відносного подовження на 12,5 %.

3. При використанні шлаку АНФ-39 досягнено зниження витрат електроенергії на 17 %, що підвищує конкурентоспроможність металу електрошлакового перепавлі.

4. Розрахункова вартість матеріалів для виробництва шлаку АНФ-39 приблизно на 23...25 % нижча, ніж для шлаку АНФ-6.

5. Шлак АНФ-39 рекомендовано на заміну шлаку АНФ-6 для ЕШП легованих і високолегованих сталей в стаціонарних і коротких кристалізаторах.

Список літератури

1. ПрАТ «Запоріжстеклофлюс». <https://www.steklo-flus.com>
2. (1997) ГОСТ 5632–75. *Стали высоколегированные и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки.* Москва, ИПК Издательство стандартов.
3. ПрАТ «Днепрспецсталь». *Марочный и профильный сортамент.* <http://www.dss-ua.com/rus/product/grades/steel.wbp?catalog.root-node-id=01577d88-7f00-0001-01b9-ce4be05a547a>
4. (2009) ГОСТ 7565–81. *Чугун сталь и сплавы. Метод отбора проб для определения химического состава.* Москва, Стандартинформ.
5. (2004) ГОСТ 7564–97. *Прокат. Общие правила отбора проб, заготовок и образцов для механических и технологических испытаний.* Минск, Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации
6. (1974) ГОСТ 18968–73. *Прутки и полосы из коррозионно-стойкой и жаропрочной стали для лопаток паровых турбин. Технические условия.* Москва, Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации.
7. (1970) ГОСТ 1778–70. *Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений.* Москва, Государственный стандарт СССР.
8. Лісова Л.О., Стовпченко Г.П., Гончаров І.О. та ін. (2020) Термодинаміка взаємодії та фізичні властивості шлаків системи $30\text{CaF}_2/30\text{CaO}/30\text{Al}_2\text{O}_3$ з додаванням SiO_2 та MgO у різному співвідношенні при електрошлаковому перепавлі. *Сучасна електрометалургія*, 1, 8–13.

References

1. Prjsc «Zaporizhskloflus». <https://www.steklo-flus.com> [in Ukrainian and English].
2. GOST 5632–75 *High alloy steels and corrosion-proof, heat-resisting and heat-treated alloys. Types. official publication.* Moscow, IPC Standards Publishing [in Russian].
3. PJSC «Dnepropetsstal». *Brand and specialized assortment.* <http://www.dss-ua.com/rus/product/grades/steel.wbp?catalog.root-node-id=01577d88-7f00-0001-01b9-ce4be05a547a> [in Russian].
4. GOST 7565–81 *Iron, steel and alloys. Sampling for determination of chemical composition.* Moscow, Standardinform [in Russian].
5. GOST 7564–97 *Rolled products. General rules of sampling, rough specimens and test pieces selection for mechanical and technological testing.* Minsk, Euro-Asian Council for standardization, metrology and certification [in Russian].
6. GOST 18968–73 *Rods and strips of corrosion-resisting and heat-resisting steels for steam turbine blades. Technical conditions.* Moscow, Euro-Asian Council for standardization, metrology and certification [in Russian].
7. GOST 1778–70 *Steel. Metallographic methods for the determination of non-metallic inclusions.* Moscow, State Standard of the USSR Union [in Russian].
8. Lisova, L.O., Stovpchenko, G.P., Goncharov, I.O. et al. (2020) Thermodynamics of interaction and physical properties of $30\text{CaF}_2/30\text{CaO}/30\text{Al}_2\text{O}_3$ system slags with addition of SiO_2 and MgO in different ratios in electros slag remelting. *Suchasna Elektrometalurgiya*, 1, 8–13 [in Ukrainian].

INVESTIGATION OF MANUFACTURABILITY AND EFFECTIVENESS
OF THE NEW SLAG FOR ELECTROSLAG REMELTING

G.P. Stovpchenko^{1,2}, S.V. Davidchenko³, L.O. Lisova¹, Ya.V. Gusev¹, L.B. Medovar¹

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

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

²Engineering Company «ELMET-ROLL». P.o. 259, 03150, Kyiv. E-mail: office@elmet-roll.com.ua

³PJSC A.M.Kuzmin «Electrometallurgical Plant «Dniprospeksstal».

81 Pivdenne Highway, 69008, Zaporizhzhya. E-mail: info@dss.com.ua

Pilot trials testified that by the main characteristics of chemical composition, micro- and macrostructure, and mechanical properties of the manufactured bars, the metal of ingots from 15X11MΦ (15Cr11MoV) steel, melted under the developed slag ANF-39 ($32\text{CaF}_2/31\text{Al}_2\text{O}_3/30\text{CaO}/4\text{MgO}/3\text{SiO}_2$), is highly competitive with the products, remelted using slag ANF-6 ($70\text{CaF}_2/30\text{Al}_2\text{O}_3$), which is applied in batch production by the current technology. Compared to slag ANF-39, application of slag ANF-6 allowed reducing oxide inclusion content by 0.5 points and power consumption at electroslag remelting by 17 %; the slag is more eco-friendly due to lowering calcium fluoride content more than 2 times; the cost of materials for slag production was reduced by 23...25 %. Slag ANF-39 is recommended for replacement of ANF-6 for ESR of alloyed and high-alloyed steels in stationary and short-collar molds. Ref. 8, Tabl. 5, Fig. 4.

Key words: new slag; electroslag remelting; energy effectiveness; high-alloyed steel; macro- ad microstructure; nonmetallic inclusions

Надійшла до редакції 03.08.2020

WORLD TRADE FAIR FOR WELDING-ENGINEERING —
JOINING, CUTTING, SURFACING

LET'S JOIN
THE WORLD!

13. – 17. September, 2021

REGISTER NOW!

www.schweissen-schneiden.com

SCHWEISSEN
& SCHNEIDEN
No. 1
IN THE WORLD

DVS GERMAN WELDING
SOCIETY

MESSE
ESSEN

НАУГЛЕРОЖИВАНИЕ МЕТАЛЛА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ ЭШП НЕКОМПАКТОВАННОЙ СТАЛЬНОЙ СТРУЖКИ

Ю.М. Кусков, О.Г. Кузьменко

ІЗС ім. Е.О. Патона НАН України. 03150, г. Київ, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Выполнены исследования по науглероживанию металла при переплаве стружки четырех типов сталей (быстрорежущих, штамповых, жаропрочных, конструкционных) и жаропрочного сплава. Установлено, что науглероживание электрошлакового металла зависит как от химического состава стали (сплава), так и технологических особенностей плавки. К последним относятся техника переплава, способ и степень очистки стружки, состав используемых флюсов и температурные условия плавления стружки в шлаке. В большинстве случаев науглероживание определяется наличием в стружке остатков СОЖ. Показано, что для переплава стружки рекомендовано использовать токоподводящий кристаллизатор, позволяющий упростить процесс переплава при достижении минимального науглероживания металла. Библиог. 15, табл. 7.

Ключевые слова: стружка; электрошлаковый переплав; расходуемые и нерасходуемые электроды; шлак; очистка; науглероживание

По данным работы [1] отход металла в стружку при изготовлении деталей машин и механизмов из заготовки составляет 25...40 %. В результате, согласно данным работы [2], в 2017 г. в Украине при токарной и других видах механической обработки черных металлов образовывалось свыше 60 тыс. т стружки сталей различного назначения и химического состава.

Учитывая то, что наиболее рациональным способом передела стружки может стать электрошлаковый переплав (ЭШП) [3–5], необходимо оценить, как в результате использования различных технологий переплава изменяется содержание одного из главных химических элементов стали — углерода. Даже незначительное отклонение содержания углерода за пределы марочного состава существенно влияет как на механические свойства стали, так и на ее технологические и специальные свойства (свариваемость, теплостойкость, сопротивление изнашиванию и коррозии и т. п.).

Особое значение эта проблема приобретает при переделе стружки инструментальных сталей, в частности быстрорежущих, как достаточно дорогих материалов. При этом результаты сложной термической обработки во многом определяются содержанием в стали углерода [6, 7].

Началом появления многочисленных исследований по изучению процессов науглероживания следует считать годы разработки новых технологических процессов электрошлаковой обработки металлов (ЭШО, ПЭШО, ЭШВР), в которых в качестве нерасходуемых электродов обычно используют графитированные электроды [8–10].

Косвенно этой же теме были посвящены исследования по изнашиванию во время электрошлакового процесса электродов из углеродистых материалов [11, 12].

Результаты первоначально выполненных и более поздних исследований позволили сделать следующие выводы:

состав подвергаемого электрошлаковой обработке металла существенно влияет на перераспределение углерода в системе шлак–металл [10];

степень науглероживания будет тем выше, чем меньше исходное содержание углерода в металле [8];

повышение содержания углерода в наплавленном металле значительно зависит от содержания фтористого кальция в рабочем флюсе [13];

с повышением содержания в шлаке оксида кальция и температуры шлакового расплава науглероживание металла повышается [9];

введение в шлак системы $Al_2O_3-CaO-CaF_2$ до 15...20 % SiO_2 позволяет ослабить науглероживание металла [8];

степень науглероживания во многом зависит от времени контакта металла со шлаком и шлака с электродом [8].

Наряду с применением графитированных электродов известны иные способы электрошлакового переплава стружки и других дискретных материалов. Например, использование металлических водоохлаждаемых электродов [4], дополнительных расходуемых электродов, по химическому составу соответствующих составу металла стружки [14] либо электродов, получаемых шнековым уплотнением подаваемой из бункера стружки [15], и др.

Следует также иметь в виду, что в большинстве случаев на процесс науглероживания электрошлакового металла существенное влияние оказывает степень очистки стружки от посторонних примесей, главным образом от СОЖ.

Целью работы является оценка науглероживания металла при различных способах ЭШП стружки и разной степени ее очистки.

Для рассмотрения более широкого класса сталей в работе кроме результатов собственных экспериментов представлены данные, полученные другими исследователями.

Методика исследований. Переплавы некомпактированной стружки осуществляли с помощью аппарата А-550 в двух типах кристаллизаторов: в обычном водоохлаждаемом диаметром 130 мм и токоподводящих (ТПК) [3] диаметрами 60 и 180 мм. Для переплава использовали стружку разной степени очистки.

Рабочими флюсами для переплава стружки служили АН-75, АН-15, АНФ-6, АН-29, АНФ-29, АНФ-32, АНФ-1П, а также смеси флюсов АН-15 + АНФ-6 и АН-20 + АН-348А. Такой выбор флюсов позволял получать при переплаве различную степень их основности. Составы флюсов (по ТУ) представлены в табл. 1.

Использовали три типа нерасходуемых электродов: графитированные с внутренним отверстием диаметром 30 и 60 мм; трехсекционные водоохлаждаемые электроды-кристаллизаторы (ТПК) диаметром 60 и 180 мм; электроды в виде трубчатой конструкции, собранной из вольфрамовых стержней; расходуемые электроды, представленные в виде сваренных между собой протяжек (полые заготовки) длиной примерно 120 мм и внутренним диаметром 70 мм.

Для оценки влияния графитовой футеровки ТПК (в случае ее применения) на науглероживание низкоуглеродистого металла выполняли переплавы на флюсе АНФ-32 бестоковой заготовки из стали ОХ17Т диаметром 160 мм в ТПК диаметром 210 мм с отбором металла на разных стадиях формирования слитка длиной около 1300 мм. Одновременно оценивали содержание углерода в шлаке и гарнисаже. Пробы шлака периодически отбирали металлической ложкой из шлаковой ванны.

Результаты исследований и их обсуждение. Из всех применяемых типов графитированных электродов (охлаждаемых и неохлаждаемых) наименее исследован электрод-кристаллизатор (ТПК), который выполнен в виде водоохлаждаемой медной втулки с установленным по ее внутреннему диаметру кольцом толщиной не более 20 мм, обычно изготавливаемым из графита, и предназначенным для защиты от электроэрозии медной втулки. Исходя из результатов работы [11], можно сделать вывод о том, что при такой толщине кольца заметного его износа и, соответственно, внесения углерода в шлаковую ванну происходить не должно. Это предположение было проверено путем переплава электрода из низкоуглеродистой стали ОХ17Т в ТПК диаметром 210 мм.

Установлено, что при исходном содержании в стали электрода 0,063 % С колебания его содержания в слитке составляют 0,060...0,070 %. Таким образом, можно утверждать, что наличие в ТПК защитного кольца из графита не оказывает заметного влияния на переход углерода из материала футеровки в шлак.

В этом же эксперименте дополнительно исследовали науглероживание шлака при плавлении флюса АНФ-32 в графитовом тигле для последующего его использования при выполнении жидкого старта, а также содержание углерода в шлаке и гарнисаже при выполнении переплава электрода (табл. 2).

Установлено, что при содержании углерода в исходном флюсе 0,018 %, в шлаке, заливаемом в кристаллизатор (после 20 мин расплавления флюса), оно составляет 0,025 %.

Исследование науглероживания металла при ЭШП стружки изучено на четырех типах сталей (быстрорежущих, штамповых, жаропрочных, конструкционных) и жаропрочном сплаве. Результаты исследований представлены в табл. 3–8.

Таблица 1. Химический состав флюсов, используемых при переплаве стружки сталей разного химического состава, мас. %

Марка флюса	CaF ₂	Al ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	MgO	MnO	Температура плавления, °С
АН-348А	4...5	<4,5	<6,5	41...44	5,0...7,5	37...48	1250...1300
АН-15	20...23	22...25	15...19	24...29	9...10	–	1120...1140
АН-15М*	16...20	36...40	29...33	6...10	≤ 2,0	≤ 0,9	1300...1370
АН-20	25...33	27...32	3...9	19...24	9...13	–	1140
АН-29	10...15	40...50	35...45	–	–	–	1410
АН-75	56...59	9...12	6...8	18...21	68	5...7	1050...1230
АНФ-1П	92...96	3	5	2,5	–	–	1390...1410
АНФ-6	остальное	23...31	8	–	–	–	1320...1340
АНФ-25	50...60	12...20	10...15	2...7	10...15	–	1250...1270
АНФ-29	37...45	13...17	24...30	11...55	2...6	–	1230...1250
АНФ-32	–	20...25	–	5...9	–	0,3...1,3	1260
АН-291	10...20	35...45	20...28	≤ 2,5	17...25	–	1400

*Флюс содержит 20...25 % NaF.

Таблиця 2. Содержание углерода (%) в шлаке и гарнисаже

Объект исследования	Расстояние от донной части слитка, мм					
	20	200	400	600	840	1300
Шлак из шлаковой ванны	–	–	–	–	0,016	0,015
Гарнисаж	0,033	0,024	0,027	0,026	–	–

Как видно из табл. 3, на науглероживание электрошлаковых быстрорежущих сталей, в основном, влияет износ неохлаждаемых графитированных электродов и степень очистки стружки. Для переплава следует применять ТПК, как наиболее простое технологическое приспособление, совмещающее в себе водоохлаждаемый электрод и формирующий металл кристаллизатор. Отсутствие в токоподводящей секции защитной футеровки не повлияло на эрозию. С другой стороны, как показали представленные выше результаты оценки работы ТПК с защитной футеровкой, ее наличие не оказывает влияния на науглероживание получаемого металла.

Использование при переплаве стружки быстрорежущих сталей флюсов различных марок не показало заметного преимущества какого-либо со-

става флюса на процесс науглероживания такого типа сталей.

Результаты, представленные в табл. 4, показывают, насколько важно применять оптимальную технику очистки стружки от СОЖ для получения металла с содержанием углерода, соответствующим марочному составу жаропрочной стали.

Результаты переплава стружки стали 5ХНМ с использованием флюсов различного химического состава (табл. 5) подтверждают тот факт, что введение в шлаки системы $Al_2O_3-CaO-CaF_2$ и $Al_2O_3-CaO-MgO-CaF_2$ определенного количества SiO_2 оказывает положительное влияние на снижение науглероживания штамповой стали.

Помимо состава шлака, на науглероживание штамповой стали влияют и температурные усло-

Таблиця 3. Науглероживание металла при переплаве стружки быстрорежущей стали P18*

№ п/п	Обработка стружки с СОЖ до переплава	Тип электрода	Диаметр (D), мм и тип кристаллизатора	Применяемый флюс	Содержание углерода в металле, мас. %	
					стружки	слитка
1	Сухая, без СОЖ	Полый графитированный, $D_{вн} = 60$ мм	130, медный водоохлаждаемый	АН-15+ АНФ-6	0,70	1,01
					0,71	1,01
					0,70	0,92
2	Промывка в растворителе + в горячей воде с кальцинированной содой	–	–	АН-20+ АН-348А	0,77	0,95
3	Без обработки	–	–	АН-15	–	1,91
4	–	–	–	АН-20+ АН-348А	–	1,1
5	–	Полый электрод из вольфрамовых стержней	–	АН-15	–	0,80...0,83
6	–	Полый электрод из протяжек	–	АНФ-6	–	1,0...1,03
7	Промывка в горячей воде + прокатка горелкой	–	–	АНФ-6	–	0,80
8	Без обработки	Полый графитированный, $D_{вн} = 30$ мм	170, графитовый	АН-15+ АН-292	–	1,08
9	–	–	140, медный водоохлаждаемый	АН-15+ АНФ-6	–	1,21
10	промывка в горячей воде + прокатка горелкой	Полый графитированный, $D_{вн} = 60$ мм	130, медный водоохлаждаемый	–	–	1,06
11	Промывка в горячей воде	–	–	–	–	1,15
12**	Без обработки	–	–	–	–	1,05
13***	Промывка в горячей воде + прокатка при температуре 300...350 °С	ТПК (без футеровки)	60, ТПК	АН-75	0,92	0,96

*По ГОСТ 19205–73 сталь P18 содержит 0,70...0,80 % С.

**В смесь флюсов добавлено 7 % окалины.

***Материал стружки — быстрорежущая сталь P6M5.

Таблиця 4. Науглероживание металла при переплаве стружки жаропрочной стали 15X11МФ*

№ п/п	Обработка стружки с СОЖ до переплава	Тип нерасходуемого электрода	Диаметр (D), мм и тип кристаллизатора	Применяемый флюс	Содержание углерода в металле, мас. %
1	Без обработки	ТПК с графитовой футеровкой	180, ТПК	АНФ-29	3,86
2	Промывка в горячей воде с кальцинированной содой + прокатка при 600 °С, 0,5 ч	—	—	—	0,44
3	Пятиразовое кипячение с кальцинированной содой и стиральным порошком	—	—	—	0,28
4	Промывка на автомойке	—	—	—	0,17

*По ГОСТ 5632 сталь 15X11МФ содержит 0,12...0,19 % С.

вия переплава стружки (табл. 6), что подтверждают выводы в работе [9].

Возможность получения низкоуглеродистого металла при переплаве сухой стружки жаропрочного сплава ХН70ВМЮТ с использованием смеси флюсов известных марок показана в табл. 7.

Как видно из табл. 7, науглероживание металла можно исключить и при использовании шлаков, не содержащих SiO₂.

Результаты, полученные при переплаве стружки конструкционной стали, представлены в табл. 8.

Несмотря на то, что автор неизменно содержание углерода при переплаве стружки стали 35ХГСА объясняет наличием во флюсе АНФ-32 5...9 % диоксида кремния, это объяснение не подтверждается результатами переплава на флюсе АН-29 (SiO₂ составляет 12...18 %). По-видимому основное влияние на рост науглероживания ме-

Таблиця 5. Науглероживание металла при переплаве стружки штамповой стали 5ХНМ

№ п/п	Обработка стружки с СОЖ до переплава	Тип нерасходуемого электрода	Тип кристаллизатора	Применяемый флюс	Содержание углерода, мас. %		
					металл		шлак до/после переплава
					стружки	слитка	
1	Без СОЖ	Водоохлаждаемый с графитированным наконечником	Медный водоохлаждаемый	АН-15	0,55	0,55	0,030/0,025
2	—	—	—	АН-15М	0,58	0,58	0,040/0,035
3	—	—	—	АНФ-1П	0,55	0,63	—
4	—	—	—	АНФ-6	0,52	0,58	0,035/0,030
5	—	—	—	АНФ-25	0,22	0,55	0,040/0,035

Таблиця 6. Влияние температуры и состава шлака на процесс науглероживания стали 5ХНМ

№ п/п	Марка флюса	Температура шлака, °С	Содержание углерода, мас. %			
			Исходное	Расстояние от нижней плоскости слитка, мм		
				3	10	50
1	АНФ-6	1550	0,52	0,55	0,53	0,52
		1750	0,59	0,72	0,61	0,59
2	АН-15М	1550	0,56	0,59	0,56	0,56
		1800	0,62	0,64	0,63	0,62

Таблиця 7. Науглероживание металла при переплаве стружки жаропрочного сплава ХН70ВМЮТ [15]*

Обработка стружки с СОЖ до переплава	Тип нерасходуемого электрода	Тип кристаллизатора	Применяемый флюс	Содержание углерода в металле, мас. %	
				стружки	слитка
сухая, без СОЖ	Стержни из W, Мо, графита (тип электрода не уточнен)	Металлический	60 % АНФ-6 + 40 % АН-291	0,12	0,11

*Химический состав шлака использованной смеси флюсов, %: 48,42 CaF₂; 35,05Al₂O₃; 10,56 CaO; 6,00 MgO.

Таблиця 8. Науглероживание металла при переплаве стружки конструкционной стали 35ХГСА [1]

№ п/п	Обработка стружки с СОЖ до переплава	Тип нерасходуемого электрода	Тип кристаллизатора	Применяемый флюс	Содержание углерода в металле, мас. %	
					стружки	слитка (низ/середина/верх)
1	Способ обработки не указан	Полый графитированный	Медный водоохлаждаемый	АНФ-6	Не определяли*	0,35/0,40/0,48
2	—	—	—	АН-29	—	0,34/0,80/1,36
3	—	—	—	АНФ-32	—	0,34/0,36/0,38

*По ГОСТ 4543-71 сталь содержит 0,32...0,39 % С.

талла при плавке стружки на флюсе АН-29 можно соотнести с повышенным содержанием в нем оксида кальция (35...45 %) и образованием в шлаке в процессе переплава карбида кальция. Возможно определенное влияние на науглероживание металла оказывает температура шлаковой ванны (электропроводность флюсов АН-29 и АНФ-32 при температурах 1500...1600 °С составляет 1,0...1,5 и 1,6...2,0 Ом⁻¹·см⁻¹ соответственно).

Выводы

1. Электрошлаковые технологии переплава стружки сталей и сплавов различного химического состава и назначения позволяют получать качественный металл с содержанием в нем углерода согласно требованиям ТУ.

2. В зависимости от марки стали (сплава) переплавляемой стружки на науглероживание металла влияют техника переплава (выбор оптимального типа электродов), способ и степень очистки стружки, химический состав используемых флюсов и температура шлаковой ванны.

Список литературы

1. Кочкин С.В. (2015) *Разработка технологии переработки металлической стружки методом электрошлакового переплава*. web.snauka.ru/issuses/2015/06/53989
2. (2017) *Державна служба статистики України. Економічна статистика. Економічна діяльність. Навколишнє середовище*. http://www.ukrstat.gov.ua/operativ/menu/menu_u/ns.htm
3. Кусков Ю.М. (2001) Электрошлаковый переплав отходов различных производств с использованием нерасходуемого водоохлаждаемого электрода. *Электрометаллургия*, **2**, 24–28.
4. Биктагиров Ф.К. (2003) Применение электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для плавки, рафинирования и обработки металлов. Сообщение 2. *Современная электрометаллургия*, **1**, 5–9.
5. Жеребцов С.Н. (2012) Применение технологии электрошлакового переплава стружки высоколегированных ста-

лей и сплавов для получения мерной заготовки. *Электрометаллургия*, **4**, 32–34.

6. Першин П.С. (1962) *Литой инструмент*. Москва-Свердловск, Машгиз.
7. Ревис И.А., Лебедев Т.А. (1972) *Структура и свойства литого режущего инструмента*. Ленинград, Машиностроение.
8. Воронин А.Е., Латаш Ю.В., Николаев В.А. и др. (1976) Исследование науглероживания металла при электрошлаковом процессе с графитированным электродом. *Специальная электрометаллургия*, **32**, 22–27.
9. Волкотруб Н.П., Лютый И.Ю., Воронин А.Е., Крутиков Р.Г. (1978) Особенности процесса науглероживания чугуна при электрошлаковой обработке. *Там же*, **37**, 24–30.
10. Воронин А.Е., Латаш Ю.В., Биктагиров Ф.К. и др. (1984) Влияние состава стали на распределение углерода между шлаком и металлом при электрошлаковой обработке. *Там же*, **57**, 12–17.
11. Яковенко В.А., Лютый И.Ю. (1985) Исследование износа графитированных электродов при электрошлаковом процессе. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **1**, 19–24.
12. Яковенко В.А., Латаш Ю.В., Лютый И.Ю., Конотоп В.Ф. (1989) Износ электродов из различных углеродистых материалов в условиях электрошлакового процесса. *Там же*, **1**, 25–28.
13. Давыдов А.К., Гончаров А.Е., Соловьев Г.И., Марфинин В.В. (1997) Электрошлаковая наплавка графитовым электродом. *Сварочное производство*, **6**, 47–48.
14. Гохман Г.З., Волков А.Е., Ксендзык Г.В., Кусков Ю.М. (1985) Электрошлаковый переплав стружки быстрорежущей стали. *Специальная электрометаллургия*, **58**, 55–62.
15. Медовар Б.И., Цикуленко А.К., Богаченко А.Г., Литвинчук В.М. (1982) *Электрошлаковая технология за рубежом*. Киев, Наукова думка.

References

1. Kochkin, S.V. (2015) *Development of technology of metal strip recycling by electroslag remelting method*. web.snauka.ru/issuses/2015/06/53989 [in Russian].
2. (2017) State statistics service of Ukraine. *Economical statistics. Economical activity. Environment*. http://www.ukrstat.gov.ua/operativ/menu/menu_u/ns.htm [in Ukrainian].
3. Kuskov, Yu.M. (2001) Electroslag remelting of waste of different enterprises using nonconsumable water-cooled electrode. *Elektrometallurgiya*, **2**, 24–28 [in Russian].

4. 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.
5. Zharebtsov, S.N. (2012) Application of technology of electroslag remelting of high-alloyed steels and alloys for producing of measuring billet. *Elektrometallurgiya*, **4**, 32–34 [in Russian].
6. Pershin, P.S. (1962) *Cast tool*. Moscow-Sverdlovsk, Mashgiz [in Russian].
7. Revis, I.A., Lebedev, T.A. (1972) *Structure and properties of cast cutting tool*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
8. Voronin, A.E., Latash, Yu.V., Nikolaev, V.A. et al. (1976) Investigation of carbonizing of metal during electroslag process with graphitized electrode. *Spec. Elektrometallurgiya*, **32**, 22–27 [in Russian].
9. Volkotrub, N.P., Lyuty, I.Yu., Voronin, A.E., Krutikov, R.G. (1978) Peculiarities of the process of cast iron carburizing in electroslag treatment. *Ibid.*, **37**, 24–30 [in Russian].
10. Voronin, A.E., Latash, Yu.V., Biktagirov, F.K. et al. (1984) Influence of steel composition on carbon distribution between slag and metal in electroslag treatment. *Ibid.*, **57**, 12–17.
11. Yakovenko, V.A., Lyuty, I.Yu. (1985) Examination of wear of graphitized electrodes in electroslag process. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **1**, 19–24 [in Russian].
12. Yakovenko, V.A., Latash, Yu.V., Lyuty, I.Yu., Konotop, V.F. (1989) Wear of electrodes of different carbon materials under conditions of electroslag process. *Ibid.*, **1**, 25–28 [in Russian].
13. Davydov, A.K., Goncharov, A.E., Soloviov, G.I., Marfitsin, V.V. (1997) Electroslag surfacing by graphite electrode. *Svarochn. Proizvodstvo*, **6**, 47–48 [in Russian].
14. Gokhman, G.Z., Volkov, A.E., Ksyondzyk, G.V., Kuskov Yu.M. (1985) Electroslag remelting of high-speed steel. *Spets. Elektrometallurgiya*, **58**, 55–62 [in Russian].
15. Medovar, B.I., Tsykulenko, A.K., Bogachenko A.G., Litvinchuk, V.M. (1982) *Electroslag technology abroad*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

НАВУГЛЕЦЬОВУВАННЯ МЕТАЛУ ПРИ РІЗНИХ СПОСОБАХ ЕШП НЕКОМПАКТОВАНОЇ СТАЛЕВОЇ СТРУЖКИ

Ю.М. Кусков, О.Г. Кузьменко

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

Виконано дослідження по науглецюванню металу при перепавлі стружки чотирьох типів сталей (швидкорі- зальних, штампових, жароміцних, конструкційних) та жароміцного сплаву. Встановлено, що науглецюван- ня електрошлакового металу залежить як від хімічного складу сталі (сплаву), так і технологічних особливостей плавки. До останніх відносяться техніка перепавлу, спосіб і ступінь очищення стружки, склад використовува- них флюсів і температурні умови плавлення стружки в шлаку. У більшості випадків науглецювання визна- чається наявністю в стружці залишків МОР. Показано, що для перепавлки стружки рекомендовано використо- вувати струмопідвідний кристалізатор, що дозволяє спростити процес перепавлу при досягненні мінімального науглецювання металу. Бібліогр. 15, табл. 7.

Ключові слова: стружка; електрошлаковий переплав; витратний і невитратний електроди; шлак; очищення; науглецювання

METAL CARBONIZATION WITH DIFFERENT METHODS OF ESR OF NON-COMPACTED STEEL CHIPS

Yu.M. Kuskov, O.G. Kuzmenko

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

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

Investigations of metal carbonization at remelting of chips of four types of steels (high-speed, stamping, high- temperature, structural) and a high-temperature alloy were performed. It was found that carbonization of electroslag metal depends both on chemical composition of steel (alloy), and on technological features of melting. The latter include remelting technique, method and degree of chips cleaning, composition of the used fluxes and temperature conditions of chips melting in the slag. In most of the cases, carbonization is determined chiefly by presence of LCL remains in the chips. It is shown that application of current-conducting electrode-mould is recommended for chips remelting, which allows simplifying the remelting process after achievement of maximum carbonization of the metal. Ref. 15, Tabl. 7.

Key words: chips; electroslag remelting; consumable and nonconsumable electrodes; slag; cleaning; carbonization

Поступила в редакцію 07.07.2020

4th International Interdisciplinary Conference

Advances in Metallurgical Processes and Materials

Ukraine, Odesa, May 19-21, 2021
<http://www.admet2021.com.ua>





ОДЕРЖАННЯ СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ ЗЛИВКІВ ЗАЛІЗА, ЛЕГОВАНОГО КАРБІДОМ КРЕМНІЮ

С.В. Ахонін¹, В.О. Березос¹, А.Ю. Северин¹,
М.П. Гадзира², Я.Г. Тимошенко², Н.К. Давидчук²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ІПМ ім. І.М. Францевича НАН України. 03142, м. Київ, вул. Кржижанівського, 3. E-mail: post@ipms.kiev.ua

Для досягнення високих механічних характеристик матеріалу на основі заліза в якості лігатури використано модифікатор високодисперсної сполуки карбиду кремнію, що забезпечує в процесі електронно-променевої плавки зміцнену наночастинками структуру матеріалу, придатного до подальшої деформаційної обробки. З метою створення нанорозмірних легуючих модифікаторів для матеріалів на основі заліза синтезовано нанорозмірний порошок у вигляді твердого розчину вуглецю в карбіді кремнію. Розроблено технологію виробництва способом електронно-променевої плавки зливків на основі заліза, легуваних високодисперсною сполукою карбиду кремнію. Проведено роботи по отриманню зливків заліза діаметром 200 мм з додаванням 1, 2 та 3 % синтезованих нанорозмірних легуючих модифікаторів на основі карбиду кремнію. Проведено термодеформаційну обробку зливків. Досліджено структуру та властивості отриманого матеріалу. Визначено, що одержані матеріали на основі заліза з додаванням нанорозмірного карбиду кремнію характеризуються дисперсним розміром зерен та нанорозмірними карбідними утвореннями пластинчастого типу. Зростання концентрації нанорозмірного карбиду кремнію від 1 до 3 % призводить до формування наноструктурованої перлітної структури. Бібліогр. 11, табл. 3, рис. 12.

Ключові слова: залізо; карбід кремнію; легування; електронно-променеве плавлення; хімічний склад; деформаційна обробка; фізико-механічні властивості; структура

При забезпеченні низької вартості до створених нових високоміцних сталей пред'являються високі експлуатаційні вимоги [1]. В останнє десятиліття значний інтерес проявляється до розробки високоміцних сталей, в яких відбувається часткова заміна дорогих легуючих елементів або застосовуються спеціальні модифікатори. Одним із перспективних напрямів в області порошкової металургії є отримання матеріалів та виробів з субмікрокристалічною структурою для досягнення в них високих показників фізико-механічних

та експлуатаційних властивостей [2]. Підвищення механічних властивостей конструкційних матеріалів здійснюється за рахунок формування в них ультрадрібнозернистої структури з розміром зерна до 1 мкм [3, 4]. Корозійностійка аустенітна сталь 12X18H10T після рівноканального кутового пресування при кімнатній температурі з розміром зерна 100 нм має межу плинності 1340 МПа, що фактично в 6 разів перевищує межу плинності цієї сталі після термообробки. При цьому пластичність зберігається на достатньо високому для такої міцності рівні ($\delta = 27\%$) [5, 6].

Для отримання нового матеріалу на основі заліза було вирішено використовувати легуючий елемент у вигляді порошку карбиду кремнію, який додавався в необхідних пропорціях до порошку заліза. Синтез порошку SiC заснований на проведенні реакції самостійно поширювального високотемпературного синтезу (СВС) в спеціально розроблених графітових або керамічних тиглях визначеного об'єму, а також створенні необхідного температурного режиму [7–9]. Загальний вигляд частинок отриманого порошку приведено на рис. 1, а його фазовий склад — в табл. 1.

З метою отримання придатних для подальшої плавки шихтових заготовок у вигляді брикетів

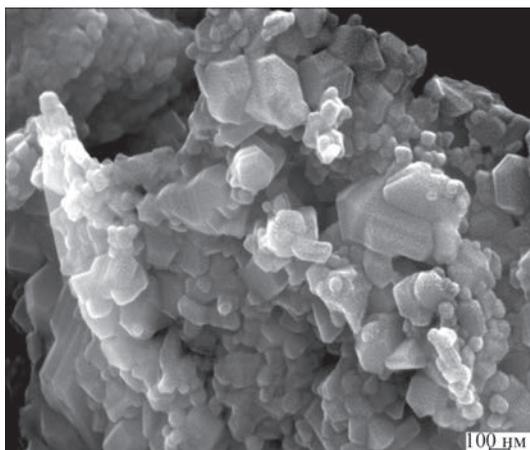


Рис. 1. Загальний вигляд частинок порошку карбиду кремнію

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>,
А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>, М.П. Гадзира — <https://orcid.org/0000-0003-4778-8352>,
Я.Г. Тимошенко — <https://orcid.org/0000-0003-4330-0970>, Н.К. Давидчук — <https://orcid.org/0000-0003-4065-9590>

Таблиця 1. Характеристики синтезованого порошку SiC

Середній розмір зерен, нм	Параметр ґратки, нм	Вміст домішкових фаз, %		
		C	Si ₃ N ₄	Si ₂ N ₂ O
70	0,43486	0,2	2,0	3,0

було проведено попередню термічну обробку їх в спеціальних карбідо-кремнієвих тиглях. Після проведення термічної обробки порошок суміші набували циліндричної форми та достатньої для їх транспортування міцності. Проведений рентгенографічний аналіз показав, що при такій термічній обробці компоненти порошкової суміші зберігаються. Суттєвих взаємодій з утворенням нових фаз не виявлено.

В сучасній спеціальній електromеталургії електронно-променева плавка (ЕПП) є одним з ефективних способів вакуумної металургії і знайшла застосування в дослідницькій практиці і промисловості для отримання сплавів, в тому числі тугоплавких і високореакційних, з наднизьким вмістом газів, летючих домішок і неметалевих включень [10]. При ЕПП в широких межах можливе регулювання швидкості плавлення зливка завдяки незалежному джерелу нагріву, що, в свою чергу, дозволяє регулювати тривалість перебування металу в рідкому перегрітому стані. ЕПП є найбільш ефективною технологією, що дозволяє практично повністю забезпечити видалення включень високої і низької щільності з металу [11]. Для експериментальної оцінки характеристик запропонованих сплавів заліза, легованого 1, 2 та 3 % SiC, проводилися дослідні плавки зливків діаметром 200 мм у електронно-променевій установці УЕ-121.

У якості шихтових матеріалів для виплавки зливків діаметром 200 мм на основі заліза використовували шихтові заготовки циліндричної форми, які були спечені з порошкового заліза марки ПЖР-3М з додаванням 1, 2 та 3 % синтезованого порошку SiC (рис. 3). В процесі плавки витратна

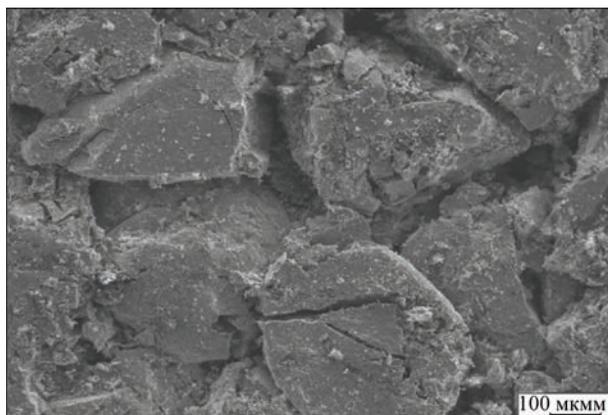


Рис. 2. Мікроструктура порошкової суміші заліза з 1 % карбіду кремнію після термообробки при 1000 °С



Рис. 3. Заготовка циліндричної форми з порошку заліза та SiC лігатурою

заготовка безперервно подавалася в робочу область над проміжною ємністю, де під дією електронно-променевого нагріву відбувалося її плавлення (рис. 4).

Зовнішній вигляд зливків після плавки представлено на рис. 5.

З метою проведення дослідження якості металу одержаних зливків заліза діаметром 200 мм, легованих 1, 2 та 3 % SiC, поверхневий шар обдирали на токарному верстаті для видалення поверхневих дефектів, що утворилися в процесі плавки (рис. 6). Зовнішній вигляд зливків після обробки їх поверхні зображено на рис. 7.

Результати проведених досліджень показують, що структура металу зливків щільна, однорідна, з відсутністю зон, що по-різному травляться по перетину зливка. Істотної різниці в структурі цен-

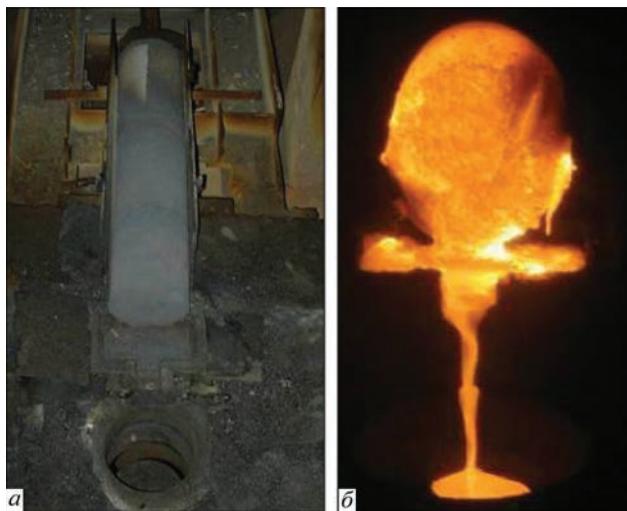


Рис. 4. Підготовлена до плавки оснастка (а) та процес плавки (б) зливків діаметром 200 мм заліза, легованого нанорозмірними частками SiC



Рис. 5. Зовнішній вигляд виплавлених зливків діаметром 200 мм заліза з додаванням нанорозмірного порошку SiC, %: *a* — 1; *б* — 2; *в* — 3



Рис. 6. Процес токарної обробки поверхневого шару зливків заліза діаметром 200 мм

тральної і периферійної зон зливків не спостерігається. Дефекти у вигляді пор, раковин, тріщин і неметалевих включень не виявлені.

Рентгенографічними дослідженнями встановлено, що структура зливків однофазна і відповідає α -Fe. Додаткових фаз не виявлено (рис. 8).

Покращення структури литого матеріалу досягається шляхом подальшого застосування технологій деформаційної та термічної обробки. Пластична деформація отриманих зливків проводилася на реверсивному двовалковому прокатному стані марки Skoda 355/500. Зливки заліза піддавали га-

рячій пластичній деформації спочатку на гідравлічному пресі П-457 з наступною прокаткою на стані при температурі 1050 °C без застосування захисної атмосфери і захисних покриттів.

Були проведені дослідження механічних властивостей металу зразків заліза, легованого 1, 2 та 3 % SiC (табл. 2). Як видно з таблиці, підвищення вмісту нанорозмірного порошку SiC призводить до збільшення показників міцності й твердості, але в той же час знижується пластичність та ударна в'язкість.

Дослідження структури металу показали, що середній розмір зерен зменшується від 10 до



Рис. 7. Зовнішній вигляд зливків заліза діаметром 200 мм після токарної обробки їх поверхневого шару

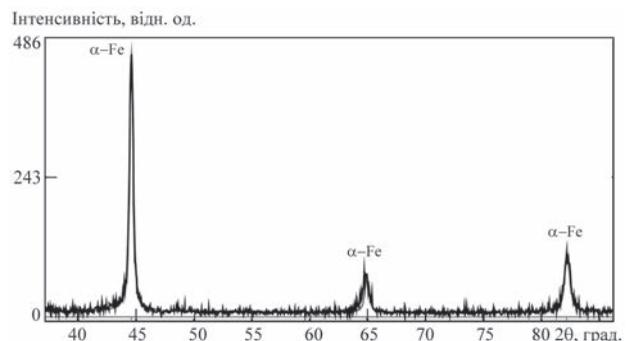


Рис. 8. Фрагмент рентгенограми зразка, утвореного з додаванням 3 % SiC

Таблиця 2. Механічні характеристики гарячекатаних зразків на основі заліза з додаванням нанорозмірного карбїду кремнію

Склад зразків	Межа короткочасної міцності (σ_b), МПа	Межа плинності ($\sigma_{0,2}$), МПа	Пластичність (δ), %	Ударна в'язкість (KCU), кДж/м ²	Твердість (HV_{30}), ГПа
Fe + 1,0 % SiC	455	257	28,4	>3000	1,5
Fe + 2,0 % SiC	629	438	25,4	725	2,0
Fe + 3,0 % SiC	651	458	21,6	670	2,5

2 мкм при зростанні вмісту карбїду кремнію від 1 до 3 %, що сприяє реалізації високої пластичності та ударної в'язкості (рис. 9).

Особливо виділяється високим значенням ударної в'язкості зразок, утворений з додаванням 1 % нанорозмірного карбїду кремнію.

Застосування растрової електронної мікроскопії показало, що досліджувані зразки мають перлітну структуру (рис. 10). Зростання вмісту нанорозмірного порошку SiC призводить до подібнення зерен фериту та формування нанорозмірного пластинчастого карбїду заліза. Як показали дослідження електронної мікроскопії високої роздільної здатності, карбїдні пластинчасті утворення не перевищують товщини 20...25 нм з середньою відстанню між ними до 150 нм (рис. 11). В окремих випадках вона не перевищує 100 нм, що свідчить про наноструктурованість в цілому структури одержаного матеріалу.

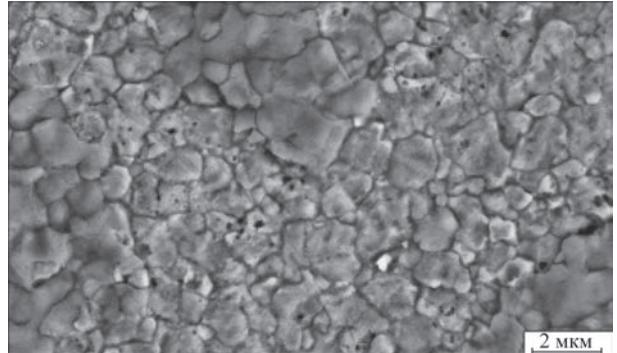


Рис. 9. Зеренна структура одержаного матеріалу на основі заліза, утвореного з додаванням 3 % нанорозмірного карбїду кремнію

Сформована структура нанорозмірного перліту є досить стабільною і не пов'язана з режимом охолодження.

Гартування одержаного матеріалу проводили у воді при температурі 20 °С. Температура нагріву в

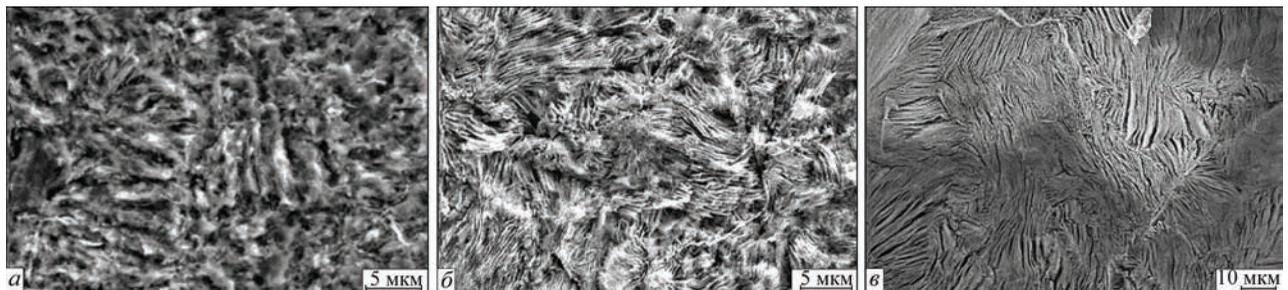


Рис. 10. Мікроструктури зразків на основі заліза, утворених з додаванням нанорозмірного карбїду кремнію: а — Fe + 1,0 % SiC; б — Fe + 2,0 % SiC; в — Fe + 3,0 % SiC

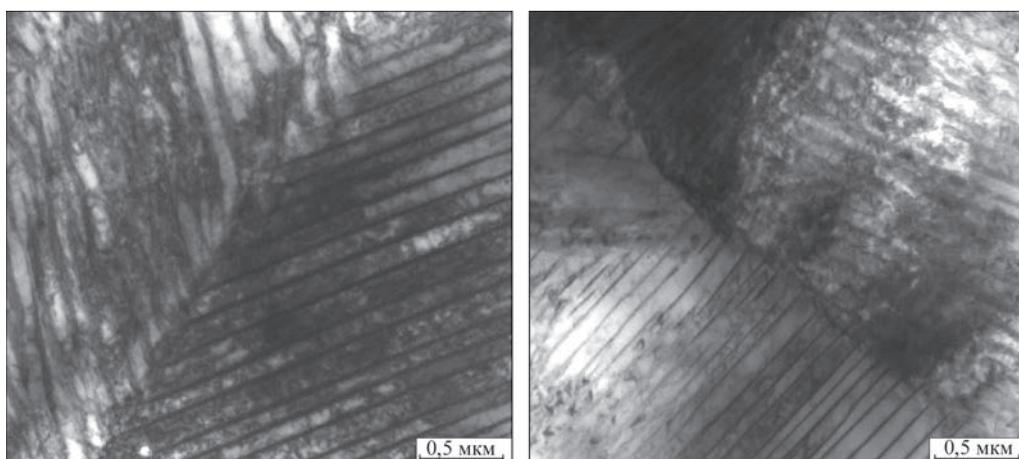


Рис. 11. Мікроструктури високодисперсних перлітних зерен гарячекатаних зразків на основі заліза, утворених з додаванням 3,0 % SiC

Таблиця 3. Механічні характеристики гартованих зразків на основі заліза, одержаних з додаванням нанорозмірного карбиду кремнію

Склад зразків	Межа короткочасної міцності (σ_B), МПа	Межа плинності ($\sigma_{0,2}$), МПа	Пластичність (δ), %	Твердість (HRC)
Fe + 1,0 % SiC	892	592	15,3	30...32
Fe + 2,0 % SiC	1556	1431	1,8	60...62
Fe + 3,0 % SiC	1820	1517	5,5	62...64

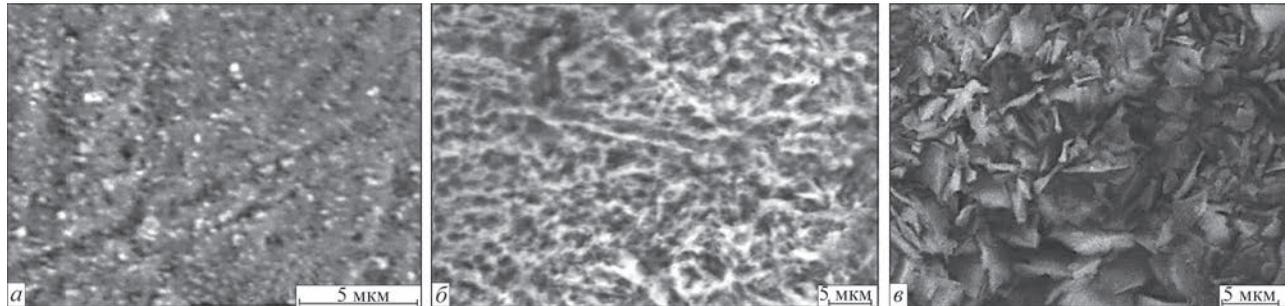


Рис. 12. Мікроструктури гартованих зразків на основі заліза, утворених з додаванням нанорозмірного порошку карбиду кремнію: а — Fe + 1,0 % SiC; б — Fe + 2,0 % SiC; в — Fe + 3,0 % SiC

резистивній печі не перевищувала 870 °С. Механічні характеристики наведені в табл. 3.

Гартування призводить до суттєвих змін структури (рис. 12). Для зразка Fe + 1,0 % SiC характерним є наявність високодисперсних карбідних утворень, які рівномірно розподілені в матриці заліза. Розмір таких карбідних утворень не перевищує 0,2...0,3 мкм. При зростанні концентрації нанорозмірного карбиду кремнію формується матеріал, для якого при гартуванні карбідні утворення мають вигляд подовжених структур і наближаються за формою до пластинчастих утворень. Тому для зразка Fe + 2,0 % SiC протяжність карбідних утворень досягає 10 мкм і більше, що суттєво позначається на пластичності. Форма карбідних утворень та їх розміри в більшій мірі впливають не стільки на міцність та твердість, як на здатність до пластичного деформування.

Для зразка Fe + 3,0 % SiC форма карбідних утворень набуває вигляду хаотично розподілених в металевій матриці пластин, розміри яких по довжині не перевищують 5 мкм, а по товщині 0,2...0,3 мкм. Така структура більш здатна до пластичної деформації.

Висновки

1. Розроблено технологію електронно-променевої виплавки зливків на основі заліза з додаванням нанорозмірного карбиду кремнію.

2. Визначено, що одержані матеріали на основі заліза з додаванням нанорозмірного карбиду кремнію характеризуються дисперсним розміром зерен та нанорозмірними карбідними утвореннями пластинчастого типу. Зростання концентрації нанорозмірного карбиду кремнію від 1 до 3 % при-

зводить до формування наноструктурованої перлітної структури.

3. Гартування заліза, легованого нанорозмірним карбідом кремнію, призводить до суттєвого зростання міцності та зниження пластичності. Найкраще поєднання міцності та пластичності досягається при гартуванні матеріалу, утвореного з додаванням 3 % нанорозмірного кремнію.

Список літератури

1. Ершов Г.С., Бычев О.Б. (1982) *Физико-химические основы рационального легирования сталей и сплавов*. Москва, Металлургия.
2. Гусев А.И., Ремпель А.А. (2001) *Нанокристаллические материалы*. Москва, Физматлит.
3. Meyers, M.A., Mishra, A., Benson, D.J. (2006) Mechanical properties of nanocrystalline materials. *Progr. Mater. Sci.*, **51**, 427–556.
4. Валиев Р.З., Александров И.В. (2007) *Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства*. Москва, ИКЦ «Академкинга».
5. Косицына И.И., Сагарадзе В.В., Копылов В.И. (1999) Формирование высокопрочного и высокопластичного состояния в метастабильных аустенитных сталях методом равноканально-углового прессования. *Физика металлов и металловедение*, **88(5)**, 99–104.
6. Korznikov, A.V., Safarov, I.M., Nazarov, A.A., Valiev, R.Z. High strength state in low carbon steel with submicron fibrous structure. *Materials Science and Engineering, A*, **206**, 1, 39–44.
7. Gadzira, M., Gnesin, G., Mykhaylyk, O. et al. (1998) Solid solution of carbon in β -SiC. *Materials Letters*, **35**, 277–282.
8. Gadzira, M., Gnesin, G., Mykhaylyk, O., Andreyev, O. (1998) Synthesis and structural peculiarities of nonstoichiometric β -SiC. *Diamonds and Related Materials*, **7**, 1466–1470.
9. Гадзира Н.Ф., Гнесин Г.Г., Михайлик А.А. (2001) Механизм образования твердого раствора углерода в карбиде кремния. *Порошковая металлургия*, **9–10**, 15–18.
10. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. (2008) *Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреакционных металлов*. Киев, Наукова думка.

11. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.

References

1. Ershov, G.S., Bychev, O.B. (1982) *Physico-chemical principles of rational alloying of steels and alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Gusev, A.I., Rempel, A.A. (2001) *Nanocrystalline materials*. Moscow, Fizmatlit [in Russian].
3. Meyers, M.A., Mishra, A., Benson, D.J. (2006) Mechanical properties of nanocrystalline materials. *Progr. Mater. Sci.*, **51**, 427–556.
4. Valiev, R.Z., Aleksandrov, I.V. (2007) *Bulk nanostructural metallic materials: producing, structure and properties*. Moscow, Akademkniga in Russian].
5. Kositsyna, I.I., Sagaradze, V.V., Kopylov, V.I. (1999) Formation of high-strength and high-plastic state in metastable austenitic steels by method of equal channel angular pressing. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **88(5)**, 99–104 [in Russian].
6. Korznikov, A.V., Safarov, I.M., Nazarov, A.A., Valiev, R.Z. High strength state in low carbon steel with submicron fibrous structure. *Mater. Sci. and Engineering, A*, **206**, 1, 39–44.
7. Gadzira, M., Gnesin, G., Mykhaylyk, O. et al. (1998) Solid solution of carbon in β -SiC. *Materials Letters*, **35**, 277–282.
8. Gadzira, M., Gnesin, G., Mykhaylyk, O., Andreyev, O. (1998) Synthesis and structural peculiarities of nonstoichiometric β -SiC. *Diamonds and Related Materials*, **7**, 1466–1470.
9. Gadzira, N.F., Gnesin, G.G., Mikhaylik, A.A. (2001) Mechanism of formation of carbon solid solution in silicon carbide. *Poroshk. Metallurgiya*, **9–10**, 15–18 [in Russian].
10. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V. (2008) *Electron beam melting of refractory and high-reactive metals*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
11. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

PRODUCING BY ELECTRON BEAM MELTING THE INGOTS OF IRON ALLOYED WITH SILICON CARBIDE

S.V. Akhonin¹, V.O. Berezos¹, A.Yu. Severin¹, M.P. Gadzira², Ya.G. Timoshenko², N.K. Davidchuk²

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

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

²I.M. Frantsevich IPM of the NAS of Ukraine.

3 Krzhizhanivskogo Str., 03142, Kyiv, Ukraine. E-mail: post@ipms.kiev.ua

In order to achieve high mechanical characteristics of iron-based material, a modifier of highly-dispersed silicon carbide compound was used as master alloy that during electron beam melting provides a strengthened by nanoparticles structure of a material, suitable for further deformation processing. A nanosized powder was synthesized in the form of solid solution of carbon in silicon carbide, to create nanosized alloying modifiers for iron-based materials. A technology was developed for producing by electron beam melting iron-based ingots, alloyed by a highly-dispersed silicon carbide compound. Work was performed on producing 200 mm diameter iron ingots, with addition of 1, 2 and 3 % of synthesized nanosized alloying modifiers, based on silicon carbide. Thermal deformation processing of the ingots was conducted. The structure and properties of the produced material were studied. It was established that the produced materials based on iron with addition of nanosized silicon carbide are characterized by a dispersed size of the grains and nanosized carbide formations of platelike type. Increase of the concentration of nanosized silicon carbide from 1 to 3 % leads to formation of nanostructured pearlite structure. Ref. 11, Tabl. 3, Fig. 12.

Key words: iron; silicon carbide; alloying; electron beam melting; chemical composition; deformation processing; physico-mechanical properties; structure

Надійшла до редакції 30.06.2020

НОВА КНИГА

Рябцев И.А., Демченко Ю.В., Панфилов А.И. *Износостойкий и коррозионностойкий биметалл*. – Киев: Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, 2020. – 224 с.

Наведено класифікацію багатшарових металів, описано основні способи їх виробництва, охарактеризовано структура і властивості матеріалів, які застосовуються в якості основного і плакуючого шарів. Висвітлено питання теорії і практики отримання багатшарових матеріалів, наведено методики оцінки якості і властивостей багатшарових матеріалів, отриманих різними способами. Велику увагу приділено особливостям їх зварювання і застосування в різних галузях промисловості.

Книга розрахована на інженерно-технічних працівників, зайнятих в області наплавного і ремонтного виробництва. Може бути корисною викладачам, аспірантам і студентам технічних університетів.

Замовлення на книгу прохання надсилати в редакцію журналу



ТЕХНОЛОГІЯ *xBeam* 3D METAL PRINTING НА ШЛЯХУ ДО ПРОМИСЛОВОГО ВИРОБНИЦТВА

Д.В. Ковальчук, В.Г. Мельник, І.В. Мельник, **Б.А. Тугай**

ПрАТ «НВО «Червона Хвиля».

04114, м. Київ, вул. Дубровицька, 28. E-mail: info@xbeam3d.com

Вивчено питання можливості впровадження нової електронно-променевої технології адитивного виробництва *xBeam* 3D Metal Printing в промисловість. Продемонстровано можливість виготовлення заготовки, близької за формою до кінцевого виробу, з використанням адитивного виробництва *xBeam* 3D Metal Printing та обґрунтовано показано економічні переваги використання запропонованої технології перед традиційними методами виготовлення металевих виробів. Бібліогр. 16, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: електронно-променева технологія; адитивне виробництво; 3D друк; метал; титан; властивості; осадження

Адитивне виробництво (Additive Manufacturing), також відоме як 3D друк, давно і впевнено увійшло в повсякденне використання в різних галузях промисловості в якості швидкого і зручного способу виготовлення прототипів реальних виробів і зразків для випробувань як з полімерних матеріалів, так і з металів [1–4]. Деякі технології 3D друку металів, перш за все засновані на методах вибіркового розплавлення (спікання) підготовленого шару порошку за допомогою лазера або електронного променя (технології типу «powder bed fusion»), вже широко використовуються у виробництві реальних виробів, наприклад різних медичних протезів [3, 4]. Також вже є приклади виготовлення методами адитивного виробництва окремих виробів для авіації, космосу і турбобудування, хоча, як правило, це деталі, які не несуть критичних навантажень [5, 6].

Однак широкого виробничого впровадження адитивне виробництво металевих виробів досі не досягло [7, 8]. Це пов'язано з цілим рядом чинників. Це і дороге обладнання, яке до того ж, як правило, складне в експлуатації, і дорогі і не завжди доступні витратні матеріали, і низька продуктивність більшості технологій адитивного виробництва, що все разом призводить до високої собівартості виробів, виготовлених з використанням 3D друку [9, 10]. Окремо варто відзначити проблему відсутності нормативних документів, що регламентують використання матеріалів, отриманих методами 3D друку. Це стосується як загальних державних і міждержавних стандартів, так і галузевих директив і сертифікацій. В даний час в усьому світі ведеться активна робота над створенням спеціалізованих стандартів на продукцію адитивного виробництва і деякі документи вже затверджені [11–13]. Але до того, як регламентні вимоги

в кожній окремій галузі не будуть офіційно введені у використання, виробники будь-якої металевої продукції зобов'язані дотримуватися вимог діючих на даний момент стандартів.

У зв'язку з цими наявними обставинами більш швидко розширення використання адитивних технологій можливе за рахунок виготовлення виробів з більш гнучкими підходами до оцінки якості та застосування тих марок металів і сплавів, вимоги до яких можуть бути задоволені вже зараз.

Прикладом може бути продукція ливарного виробництва, де вимоги до структури та механічних властивостей, особливо до показників пластичності, як правило нижчі, ніж до таких самих матеріалів, виготовлених способами деформації (кування, прокатка тощо). Відомим комерційним недоліком ливарного виробництва є необхідність виготовлення окремої ливарної форми для кожного виду виробів, що вимагає великих додаткових витрат і вельми тривалого часу. Особливо це болісно для виготовлення штучних і дрібносерійних виробів, коли вартість допоміжних операцій часто істотно перевершує вартість безпосередньо лиття і матеріалів.

Якраз ці проблеми найкраще вирішуються адитивними технологіями. Завдяки цим факторам саме литі деталі з металів і сплавів можна розглядати як одні з перших на заміщення продукцією адитивного виробництва.

Серед відомих методів адитивного виробництва особливо привабливими для широкого промислового використання виглядають технології типу «direct energy deposition» із застосуванням дроту в якості витратного матеріалу для пошарового осадження. Ці технології є найбільш продуктивними, розміри вироблених деталей, як правило, не мають суттєвих обмежень, а витратний матеріал (стандартний дріт) доступний і недорогий [3, 4].

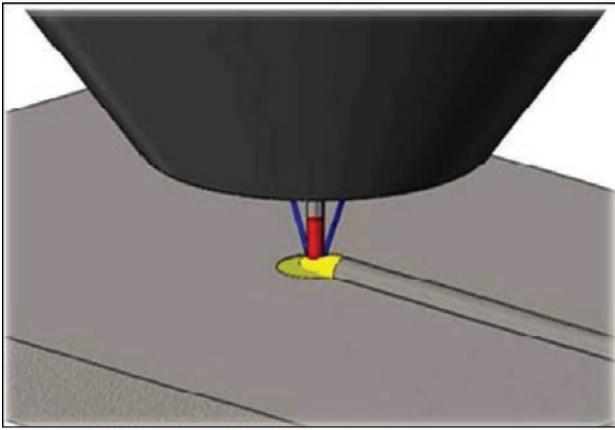


Рис. 1. Схематичне зображення процесу осадження

Нова електронно-променева технологія адитивного виробництва xBeam 3D Metal Printing (далі xBeam 3D), розроблена ПрАТ «НВО «Червона Хвиля», відноситься до таких методів. Особливістю цієї технології є використання в якості джерела нагріву газорозрядної електронно-променевої гармати з кільцевим катодом, здатної безпосередньо генерувати електронний промінь в формі порожнистого перевернутого конуса [14] (рис. 1). Така конфігурація електронного променя дозволяє подавати витратний дріт в зону осадження співвісно з цим порожнистим конічним електронним променем, тим самим забезпечуючи потрапляння нового матеріалу у вигляді розплавленого металу з кінця дроту прямо в центр ванни розплаву на підкладці, і його розтікання навколо центру в межах цієї ванни розплаву (рис. 2), що дозволяє надійно виключити утворення макродефектів типу пор або несплавлення.

Крім того відносно невисока прискорювальна напруга (< 20 кВ) спеціально розробленої газорозрядної електронної гармати, помірна концентрація потужності і малоінерційна система регулювання потужності забезпечують хороші можливості контрольованого нагрівання поверхні підкладки навіть при високій продуктивності розплавлення і подачі дроту, тим самим підвищуючи контрольованість формування структури осадженого матеріалу, знижує залишкові напруження як в підкладці, так і в пошарово сформованому матеріалі, і дозволяє забезпечувати досить точні геометричні параметри сформованого виробу, тим самим зни-



Рис. 2. Розтікання рідкого металу з кінця дроту на підкладці

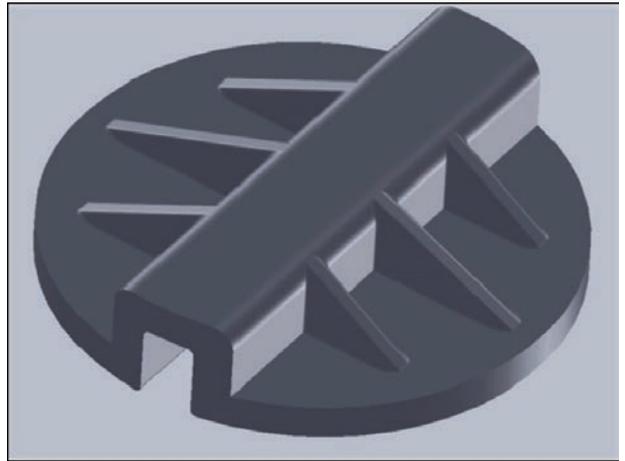


Рис. 3. Диск двостулкового клапана діаметром 127 мм насоса для морської води

жуючи до мінімуму необхідність в остаточній механічній обробці [15, 16].

Розглянемо можливість і доцільність заміни традиційних способів лиття технологією адитивного виробництва на прикладі виготовлення реального промислового виробу методом xBeam 3D. В якості тестового виробу для дослідження було обрано диск двостулкового клапана насоса для морської води діаметром 127 мм (рис. 3) на замовлення компанії «AeroTitanium AS» (Норвегія). Матеріал виробу згідно зі специфікацією — комерційно чистий титан марки Grade C-2, ASTM B367 (Ti — основа; O $< 0,4$; Fe $< 0,2$). Традиційний спосіб виготовлення — вакуумно-дугове лиття в форму. Вага готового виробу — 0,68 кг.

Експериментальне виготовлення цього виробу за технологією xBeam 3D виконували на пілотній



Рис. 4. Установа xBeam-01

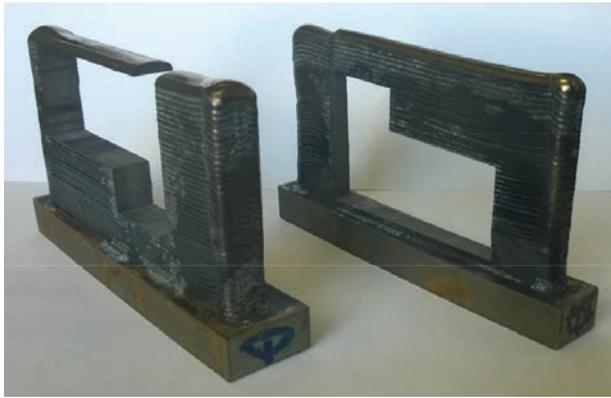


Рис. 5. Зразки для дослідження механічних властивостей титану марки Grade 4, виготовленого за технологією xBeam 3D установці xBeam-01 (рис. 4). Оскільки титан марки Grade C-2 у вигляді дроту не випускається, було прийнято рішення використовувати в якості матеріалу для осадження титановий сплав найбільш близький за хімічним складом до цієї марки і такий, що випускається у вигляді дроту. Таким матеріалом був обраний комерційно чистий титан марки Grade 4, ASTM B863 (Ti — основа, O — 0,24, Fe — 0,24). Застосовували дріт діаметром 3 мм, який істотно дешевше такого ж дроту менших діаметрів, і при цьому забезпечує можливість оптимального формування стінок деталі, що виготовляється. В якості базової підкладки для осадження, яка є частиною формованого виробу, застосовували стандартну плиту товщиною 10 мм з комерційно чистого титану марки Grade 2, ASTM B265.

З метою перевірки правильності вибору матеріалу для заміни титану марки Grade C-2 були проведені дослідження механічних властивостей матеріалу, отриманого 3D друком за технологією xBeam 3D. Виготовлено тестові зразки з використанням дроту діаметром 3 мм з комерційно чистого титану марки Grade 4 у вигляді стінок товщиною 8 та 12 мм. З цих тестових стінок було вирізано по три зразки уздовж кожної з координат для механічних випробувань згідно з вимогами стандарту ASTM E8-79a: по горизонталі X вздовж напрямку осадження шару і по вертикалі Z поперек осаджених шарів (рис. 5). Результати механічних випробувань наведені в таблиці.

Таким чином, проведені дослідження підтвердили, що механічні властивості виробів, отриманих з альтернативного матеріалу, не поступаються

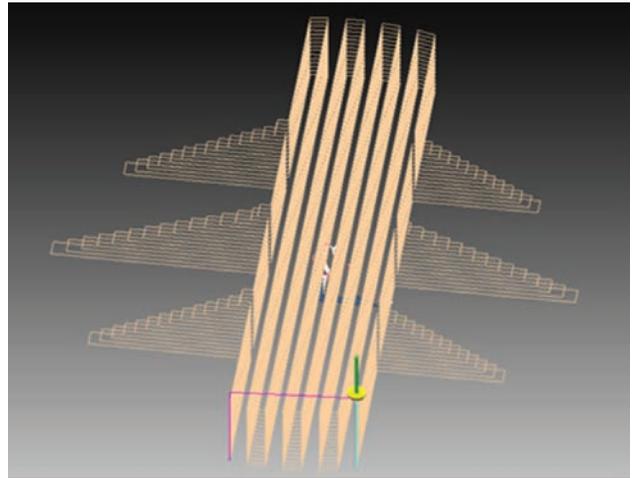


Рис. 6. Модель для 3D друку

характеристикам стандартного матеріалу для зазначеного кінцевого виробу. Це підтвердило можливість використання комерційно чистого титану марки Grade 4 в якості заміни титану марки Grade C-2 при виготовленні аналогічних деталей за технологією адитивного виробництва xBeam 3D.

За допомогою відповідного програмного забезпечення розроблена тривимірна модель для шарового формування виробу з товщиною шару 1,5 мм із урахуванням заданих припусків на механічну обробку (по 1 мм на кожну бічну сторону і на верхню поверхню). При цьому кожен шар формували однією безперервною лінією, яка окреслювала контур кожного шару і заповнювала широкі області (рис. 6). Це дозволило максимально скоротити час пасивних переміщень при переході від шару до шару та підвищити загальну продуктивність процесу.

Процес осадження проводили з наступними основними параметрами: потужність електронного променя — 6,5 кВт, швидкість подачі витратного дроту — 24 мм/с, лінійна швидкість переміщення підкладки для осадження — 24 мм/с. Такі параметри забезпечили осадження з продуктивністю 2,7 кг/год, що дозволило сформувати зазначену вище модель з вагою бруто осадженого матеріалу близько 0,5 кг за 17 хв (з урахуванням пасивного часу переміщення підкладки на вихідні позиції для друку чергового шару). При цьому загальний технологічний час з урахуванням операцій завантаження, вакуумування, охолодження і

Хімічний склад (мас. %) та механічні властивості тестових зразків, отриманих 3D друком

Матеріал	O	Fe	Межа міцності, МПа	Межа пружності, МПа	Відносне подовження, %
CP Ti Grade C-2, ASTM B367	< 0,4	< 0,2	> 345	> 275	> 15
CP Ti Grade 4, xBeam 3D Metal Printing	0,24	0,24	~ 690	~ 580	~ 25

вивантаження склав близько 70 хв. Загальна вага отриманої заготовки склала близько 2 кг, з яких 1,5 кг становила вага підкладки.

Потім була проведена чистова механічна обробка бічних поверхонь отриманої заготовки і підкладки (рис. 7). Тривалість чистової обробки на верстаті з ЧПК склала близько однієї години.

Таким чином, загальний час, який знадобився на виготовлення одного диска двостулкового клапана діаметром 127 мм в остаточному вигляді, склав трохи більше двох годин (130 хв). Для порівняння, згідно з інформацією компанії «AeroTitanium AS», звичайний час виконання замовлення на виготовлення навіть штучних деталей способом вакуумно-дугового лиття становить від 10 (при наявності підготовлених ливарних форм) до 14 тижнів (якщо ливарні форми потрібно виготовляти).

Повний вихід придатного матеріалу склав 34 % (від плити і дроту до придатної деталі), при цьому вихід придатного матеріалу, сформованого 3D друком за технологією xBeam 3D (від дроту до відповідної частини придатної деталі), склав 64 %. Повний вихід придатного матеріалу при виготовленні литтям становить 10...15 % (від ливарного електрода до придатної деталі).

На підставі аналізу ресурсів, фактично використаних у повному циклі виготовлення кінцевої деталі із застосуванням технології xBeam 3D, а саме електроенергії, робочого газу, робочого часу персоналу установки xBeam-01 і верстата з ЧПУ, амортизації основного і допоміжного обладнання, була проведена приблизна оцінка операційної собівартості виробництва. Відповідні розрахунки показали операційну собівартість для титану трохи більше 50 доларів США за 1 кг готового виробу. Це відповідає загальноприйнятому на ринку адитивного виробництва показнику собівартості 3D друку одного кубічного сантиметра на рівні менше 0,3 долара США.

Таким чином, виконане тестове виготовлення реальної промислової деталі (диска двостулкового клапана діаметром 127 мм) дозволяє зробити наступні висновки:

технологія адитивного виробництва xBeam 3D Metal Printing підтвердила можливість її використання для швидкого і якісного виготовлення деталей з титанових сплавів;

продемонстровані задовільні механічні властивості (як міцність, так і пластичність) комерційно чистого титану марки Grade 4, отриманого пошаровим осадженням за технологією xBeam 3D;

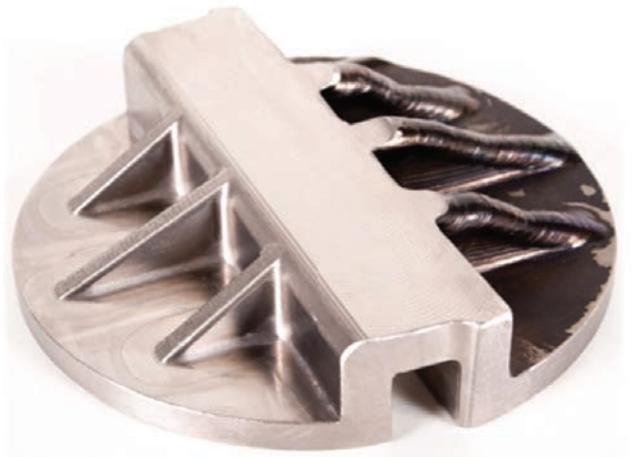


Рис. 7. Диск двостулкового клапана діаметром 127 мм після часткової механічної обробки

хороші механічні характеристики матеріалу, отриманого 3D друком з використанням технології xBeam 3D, демонструють можливість гнучкого використання альтернативних сплавів з близьким хімічним складом, що відкриває нові можливості при проектуванні промислових деталей з титану;

продемонстровані високі показники корисного використання як витратного матеріалу, так і повного виходу придатного, що враховує повну витрату матеріалів підкладки та дроту;

продемонстровано можливість виготовлення заготовки близької за формою до кінцевого виробу методом адитивного виробництва за технологією xBeam 3D за досить короткий час повного виробничого циклу;

попередні розрахунки показали операційну собівартість 3D друку за технологією xBeam 3D на рівні менше 0,3 долара США, що становить найменший показник серед існуючих технологій адитивного виробництва;

проведене дослідження дозволяє припустити можливість створення на базі технології xBeam 3D ефективний і зручний промисловий метод виготовлення складних деталей відповідального призначення, особливо з дорогих матеріалів.

Список літератури/References

- (2013) *Additive manufacturing. A game changer for the manufacturing industry?* Roland Berger Strategy Consultants GmbH. Additive manufacturing market outlook. Value chain — Market size — Key players — Business models.
- (2019) *3D Printing: hype or game changer?* A Global EY Report 2019.
- (2020) *Metal additive manufacturing.* The AMPower Report 2020.
- Wohlers Report 2020. 3D Printing and additive manufacturing state of the industry annual worldwide progress report. ISBN 978-0-9913332-3-3.

5. *Norsk titanium to deliver the world's first FAA-approved, 3D-Printed, structural titanium components to boeing.* Business wire. <https://www.businesswire.com/news/home/20170410005330/en/Norsk-Titanium-Deliver-World%E2%80%99s-FAA-Approved-3D-Printed-Structural>
6. Lockheed M. (2018) *3D Prints large titanium domes for satellite fuel tanks.* Sarah saunders. Jul 12, 2018, 3D printing, aerospace 3D Printing, metal 3D Printing. <https://3dprint.com/219196/lockheed-martin-fuel-tank-domes/>
7. Chaplais C. (2016) *Challenges to a wider adoption of additive manufacturing in the industry.* Manufacturing transformation blog. <http://www.aprison.com/blog/2016/07/7-challenges-to-a-wider-adoption-of-additive-manufacturing-in-the-industry-part-1/>
8. (2015) The status, challenges, and future of additive manufacturing in engineering. *Computer-Aided Design*, 69, 65–89.
9. Sand M. (2019) The TRUE economics of metal additive manufacturing: What you need to know to succeed. *3D Printing*, Apr. 23. <https://3dprint.com/242023/the-true-economics-of-metal-additive-manufacturing-what-you-need-to-know-to-succeed/>
10. (2020) The 3 reasons your 3D Printed parts are so expensive. *3D Printing. Team blueprint.* March 3. <https://3dprint.com/264099/the-3-reasons-your-3d-printed-parts-are-so-expensive/>
11. ISO/ASTM 52900:2015 (ASTM F2792). *Additive manufacturing general principles — terminology.*
12. AMS 4999.
13. AMS 7004.
14. *Method of manufacturing of 3D objects and device for its realization.* Ukraine, Pat. 112682 [in Ukrainian]
15. Kovalchuk D., Melnyk V., Melnyk I., Tugai B. (2016) Prospects of application of gas-discharge electron beam guns in additive manufacturing. *Electrotechnic and Electronic (E+E)*, 5–6, 36–42.
16. Makhnenko, O.V., Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A. et al. (2017) Modelling of temperature fields and stress-strain state of small 3D sample in its layer-by-layer forming. *The Paton Welding J.*, 3, 11–19.

xBeam 3D Metal Printing technology on the path to industrial production

D.V. Kovalchuk, V.G. Melnik, I.V. Melnik, B.A. Tugai

PJSC «SPA «Chervona Hvylya».

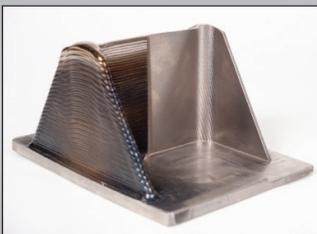
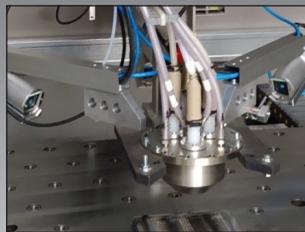
28 Dubrovyska Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: info@xbeam3d.com

The possibility of introduction of a new electron beam technology of adaptive manufacturing xBeam 3D Metal Printing into industry was studied. The ability to produce a net-shape blank, using xBeam 3D Metal Printing adaptive manufacturing is demonstrated, and economic advantages of the proposed technology application over the traditional methods of metal product manufacturing are substantiated. Ref. 16, Tabl. 1, Fig. 7.

Key words: electron beam technology; additive manufacturing; 3D printing; metal; titanium; properties; deposition

Надійшла до редакції 27.07.2020

Система xBeamGrand для 3D друку металів



Ключовою відмінністю технології xBeam 3D Metal Printing є можливість подачі дроту для 3D друку коаксіально з електронним променем у вигляді порожнистого конуса, який генерується низьковольтною газорозрядною електронною гарматою.

Вироби, виготовлені за технологією xBeam 3D Metal Printing для різних галузей промисловості, мають високу якість та вимагають лише незначної механічної обробки.



ПрАТ «НВО «Червона Хвиля»
E-mail: info@xbeam3d.com



ФІЗИЧНІ ТА ТЕХНІЧНІ ПЕРЕДУМОВИ СТВОРЕННЯ МЕТАЛУРГІЙНИХ ПЛАЗМОТРОНІВ

В.В. Степаненко, І.В. Шейко, Д.М. Жиров, Т.І. Дубова, В.В. Барабаш

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

Розглянуто фізичні та технічні аспекти створення дугових плазмотронів, призначених для роботи в металургійних плавильних агрегатах і печах. На основі аналізу літературних джерел запропоновано класифікувати металургійні плазмотрони за принципом нагріву плазموутворюючого газу до плазмового стану. Згідно такої класифікації всі металургійні плазмотрони поділено на чотири групи: дугові, індукційні, електронні та паливні. Показано, яким чином у кожній групі здійснюються нагрів газу до плазмового стану та вплив технологічних чинників (витрати і склад газу, величина робочого струму та ін.) на температуру плазми та її технологічні властивості. Розглянуті особливості горіння плазмових дуг змінного струму. Сформульовані вимоги, яких необхідно дотримуватись при конструюванні металургійних плазмотронів. Бібліогр. 16, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: електрична дуга; плазмова дуга; плазмотрон; температура плазми; робочий струм; вольт-амперна характеристика; градієнт температур; плазموутворюючий газ

Плазмова металургія виникла і почала інтенсивно розвиватися на початку 60-х років минулого століття і сьогодні застосовується в багатьох технічно розвинутих державах. Плазмовий нагрів використовується на багатьох стадіях металургійного виробництва, що включає вилучення металів із руд, виплавку та рафінування металів і сплавів в плазмових реакторах та печах, а також з метою інтенсифікації існуючих процесів металообробки.

Широке впровадження плазмових плавильних агрегатів і печей в промисловість вимагає створення економічних та надійних у роботі генераторів низькотемпературної плазми — плазмотронів.

У металургійних процесах низькотемпературна плазма виконує кілька функцій: по-перше, це незалежне гнучко регульоване за температурою та потужністю джерело тепла, котре дозволяє отримувати достатньо високу температуру газів в обмеженому просторі; по-друге, це ефективний засіб для інтенсифікації фізико-хімічних реакцій, які в умовах традиційної металургії або перебігають з малою швидкістю, або взагалі не можливі. Тому застосування плазмового нагріву в металургії обумовлює зміну класичної схеми виробництва металів, створює на цій основі принципово нові процеси і технології виплавки, рафінування та легування металів і сплавів, а також стимулює розширення функціональних можливостей плавильних агрегатів. У низці випадків можна замінити багатостадійне виробництво металів їх прямим відновленням, особливо при використанні порохоподібних вихідних матеріалів.

Тому, на наш погляд, доцільно попередньо розглянути деякі фізичні процеси і характеристики,

притаманні низькотемпературній плазмі, що генерується дуговими плазмотронами.

Газ у нормальних умовах складається із нейтральних молекул та атомів і тому не здатний проводити електричний струм. Під дією зовнішніх чинників може відбуватися іонізація газу, в результаті якої з'являються електричнозаряджені частинки (електрони та позитивно заряджені іони). Іонізація — процес, у результаті якого відбувається відрив електронів від атомів або молекул газу. Вона може бути одноразовою або багаторазовою в результаті відриву одного або кількох електронів відповідно.

Наявність вільних електронів зумовнює високу електропровідність стовпа електричної дуги або плазми, яка за величиною порівняна з електропровідністю металу. Енергія, що необхідна для відриву електрона від атома або молекули, називається енергією іонізації і вимірюється в електрон-вольтах (eV).

Для відриву електрона від атома необхідно передати атому достатньо велику кількість енергії в межах $(1 \dots 10)^6$ eV. Це свідчить, що вільні електрони мають рівнозначний запас енергії. Оскільки 1 eV відповідає енергії теплового руху при температурі біля 11400 K, область існування газу в плазмовому стані знаходиться в межах температур $10^4 \dots 10^{10}$ K [1].

Іонізація газу у стовпі електричної дуги може відбуватися під дією двох чинників — високої температури (термічна іонізація) та поглинання квантів енергії випромінювання (фотоіонізація). У першому випадку процес іонізації є результатом співударів атомів, іонів та електронів згідно з реакціями:



Д.М. Жиров — <https://orcid.org/0000-0002-9435-8075>

У другому випадку відрив електронів від атомів відбувається в результаті поглинання кванта енергії за реакцією:



де a , e , i та hv — відповідно символи атома, електрона, іона та фотона.

Плазмовий стан речовини характеризується ступенем іонізації та температурою. Ступінь іонізації — одна із основних фізичних характеристик плазми і визначається як відношення кількості заряджених частинок x_1 до їх загальної кількості x , тобто x_1/x .

Ступінь іонізації залежить від виду газу, температури та тиску і може бути описана відомим рівнянням Саха за умови рівноваги процесів іонізації та рекомбінації [1, 2]

$$\frac{x^2}{1-x^2} p = 2,4 \cdot 10^{-4} a^2 T^{2,5} \exp\left(-\frac{e_0 U}{kT}\right), \quad (4)$$

де x — відношення числа іонів або електронів до повного числа нейтральних молекул в одиниці об'єму до процесу іонізації; p — тиск, Па; T — температура, К; $e_0 U$ — робота іонізації; k — постійна Стефана–Больцмана.

Відповідно до формули (4) ступінь іонізації збільшується при підвищенні температури та зниженні тиску. Рівняння Саха дає задовільні результати для малих і середніх значень ступеня іонізації, але у випадку іонізації, близької до одиниці, результати розрахунку не відповідають реальній ситуації в електродуговому розряді.

На рис. 1 наведені графічні залежності ступеня іонізації (X) елементів, що широко розповсюджені у металургійному виробництві, від температури [3].

Якщо плазмоутворюючий газ являє собою суміш із кількох компонентів, то газ з найменшим потенціалом іонізації іонізується сильніше, а з більшим потенціалом — слабше, ніж кожен з них окремо при тій же температурі і тиску суміші.

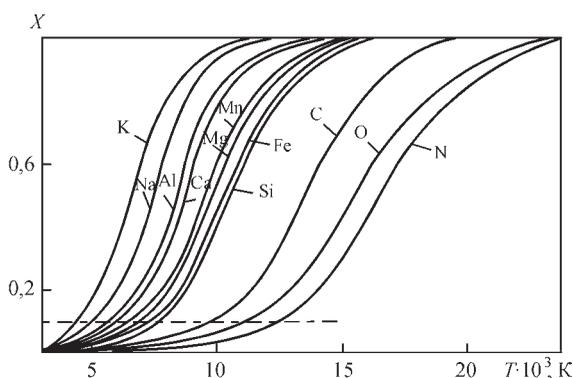


Рис. 1. Залежність ступеня іонізації деяких елементів від температури

У залежності від ступеня іонізації розрізняють низькотемпературну (холодну) та високотемпературну (гарячу) плазму.

Низькотемпературна плазма має температуру близько $(0,5...3,0) \cdot 10^4$ К і являє собою іонізовану газову систему, ступінь іонізації якої не перевищує 1% ($\alpha \approx 0,01$). Електропровідність холодної плазми значно менша порівняно з гарячою плазмою і може змінюватися в широких межах у залежності від напруженості електричного потенціалу, тиску та хімічного складу суміші.

Ступінь іонізації часток у гарячій плазмі близька до одиниці ($\alpha \approx 1$), а їх температура може сягати $10^6...10^8$ К. Гаряча плазма має дуже високу електропровідність, яка наближається до електропровідності металів.

Одночасно з іонізацією в плазмі відбувається процес рекомбінації — створення нейтральних атомів у результаті взаємодії позитивно заряджених іонів з електронами. Цей процес супроводжується значним виділенням енергії, яка кількісно дорівнює енергії іонізації.

Крім того відбувається дифузія заряджених часток із зони більшої концентрації в зону меншої. Як правило заряджені частки переміщуються з центральної зони на периферію. При досягненні краю розрядного проміжку частки мають достатню швидкість, щоб покинути дуговий розряд, і таким чином відбувається розсіювання часток в середовище, що оточує розряд.

Маса електронів порівняно мала і тому їх швидкість значно вища за швидкість іонів. У результаті електрони мають більшу тенденцію до вильоту з дугового стовпа. У стовпі дугового розряду, який являє собою достатньо іонізоване середовище, в якому концентрації електронів та іонів майже рівні, більш рухливий електрон, залишаючи дуговий розряд, може витягнути за собою позитивний іон. Таким чином, із стовпа дугового розряду відбувається одночасне вилучення зарядів обох знаків.

Якби з дугового розряду вилітали тільки електрони, не захоплюючи позитивних іонів, то в стовпі дугового розряду залишались би тільки позитивні іони і це б призводило до гасіння дугового розряду.

У той же час в результаті руху іонів та електронів відбувається їх взаємодія, яка проявляється в притягуванні електронів до позитивних іонів, і тим самим рух електронів сповільнюється. Така дифузія, ускладнена взаємодією часток, що мають протилежні знаки, називається амбіполярною.

Швидкість дифузії через будь-яку циліндричну поверхню (стовп дугового розряду можна розглядати як полий циліндр) прямо пропорційна концентрації часток і зворотнопропорційна квадра-

ту радіуса циліндра [1, 2] і описується наступним рівнянням

$$\frac{dn}{d\tau} = -D \frac{n}{r^2}, \quad (5)$$

де n — концентрація часток; D — коефіцієнт дифузії; r — радіус умовного циліндра.

Коефіцієнт дифузії залежить від середньої швидкості часток (V) і довжини вільного пробігу (λ) та може бути розрахований за емпіричною формулою $D = \lambda V/3$ [2]. У дуговому розряді швидкість дифузії визначається швидкістю руху іонів, як більш повільних часток. Тому і коефіцієнт дифузії та довжина вільного пробігу визначаються характером руху позитивних іонів. За наявності вказаних величин можна визначити інтенсивність дифузії заряджених часток із стовпа дуги. Однак, як свідчать розрахунки багатьох дослідників, вплив дифузії на стан стовпа дуги незначний, особливо для дуг з великим значенням струму, наприклад пічних [3, 4].

Перехід газу в іонізований стан може бути обумовлений різними механізмами взаємодії між частками, головним з яких є процес зіткнення часток газу. На практиці іонізація газу може здійснюватися різними способами: нагрівом його до відповідної температури з використанням, наприклад, електричного розряду; накладанням на розрядний проміжок сильного електромагнітного поля або опроміненням.

Перехід газу або суміші газів в іонізований стан у результаті нагріву до певної температури — термічна іонізація. Енергія іонізації атома хімічного елемента має різні значення в залежності від оболонки, в якій знаходиться електрон, та ступеня її заповнення (таблиця) [5].

Найбільш міцний зв'язок зовнішніх електронів з атомами у інертних газів (гелій, аргон та ін.), а найслабкіший — в одновалентних лужних металів (літій, натрій, калій). Тому добавка парів лужних металів з низьким потенціалом іонізації значно полегшує отримання низькотемпературної плазми в середовищі інертних газів, які використовуються в плазмовій техніці найчастіше. Присутність парів лужних металів дозволяє отримувати достатню електропровідність газу вже при температурі 2000...3000 К. Але для отримання термічної іонізації газу, близької до 100 %, необхідна температура в кілька десятків тисяч градусів. У деяких випадках енергія зіткнення може виявитися значно більшою, ніж потенціал іонізації, і тоді відбудеться багатократна іонізація.

В реальних умовах процес термічної іонізації значно складніший. У нагрітому газі може відбуватися дисоціація молекул газу на атоми і, крім того, при зіткненні часток енергія, що передається

Енергія іонізації атомів хімічних елементів

Елемент	Атомна маса	Енергія іонізації, еВ	Елемент	Атомна маса	Енергія іонізації, еВ
H	1,0	13,595	Cl	35,5	13,01
He	4,0	24,59	Ar	39,9	15,78
Li	6,9	5,39	K	39,1	4,34
B	10,8	8,30	Ca	40,0	6,11
C	12,0	11,26	Ti	47,9	6,82
N	14,0	14,53	V	50,9	6,74
O	16,0	13,61	Cr	52,0	6,76
F	19,0	17,42	Mn	54,9	7,43
Na	22,9	5,14	Fe	55,8	7,90
Mg	24,3	7,64	Co	58,9	7,86
Al	26,9	5,98	Ni	58,7	7,63
Si	28,0	8,15	Cu	63,5	7,72
P	30,9	10,48	Zn	65,4	9,39
S	32,0	10,36	Mo	95,9	7,10

нейтральній молекулі, може виявитися меншою, ніж енергія, яка необхідна для дисоціації молекули. У такому випадку молекула газу перейде у збуджений стан.

Іонізація за рахунок опромінення можлива тільки в надто розрідженому газовому середовищі, де зіткнення частинок практично відсутні. Як приклад природної іонізації можна навести іонізацію верхніх шарів атмосфери під дією опромінення сонцем. У техніці отримання плазми за допомогою опромінення практично не використовується, оскільки існують більш ефективні та прості методи.

Найбільш розповсюдженим методом генерації низькотемпературної плазми в газі є використання електричного розряду. У техніці використовують різноманітні види електричних розрядів — від іскри до електричної дуги. Механізм іонізації в електричному розряді зводиться до утворення електронної лавини (рис. 2) [1, 2].

Процес іонізації за допомогою електромагнітного поля можна здійснити при накладанні на газовий проміжок такого електромагнітного поля, яке б передавало атому на довжині його вільного пробігу більше енергії, ніж її потрібно на вибивання із атома одного електрона. Для цього в газовому середовищі достатньо утворення деякої кількості вільних електронів, запас кінетичної енергії в яких достатній для вибивання нових електронів. При цьому процес їх розмноження відбувається в геометричній прогресії (лавиноподібно).

Температура на осі електричної дуги, яка вільно горить у просторі, як правило не перевищує $(5...7) \cdot 10^3$ К, а середньомасова становить не більше 3000 К. Ускладнення в підвищенні температури такої дуги полягають у тому, що при підвищенні струму, що підводиться до дуги, відбувається збільшення площини перетину стовпа дуги [13].

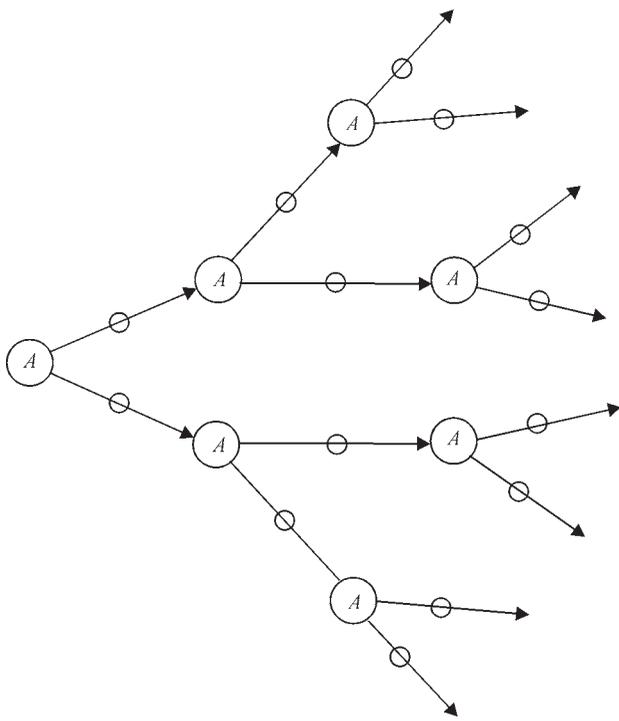


Рис. 2. Схема електронної лавини в електромагнітному розряді: A — атоми газу; Θ — електрони

При цьому опір її дещо зменшується, а щільність струму практично не змінюється. Тому вольт-амперна характеристика дуги, що горить вільно, має падаючий характер [3, 6].

При проходженні стовпа електричної дуги через канал сопла з одночасним його обдуванням потоком холодного газу відбувається примусове охолодження периферії дуги, яке приводить до інтенсифікації теплообмінних процесів. Крім того, примусове охолодження периферії дуги газовим потоком сприяє термічному обтисненню стовпа дуги, що в свою чергу, підсилює стискуючу дію власного магнітного поля дуги (явище пінч-ефекта). У результаті зростають напруженість електричного поля дуги та електрична потужність, яка виділяється в одиниці об'єму стовпа дуги. Це призводить до того, що температура на осі дуги зростає і досягає значень, характерних для низько-

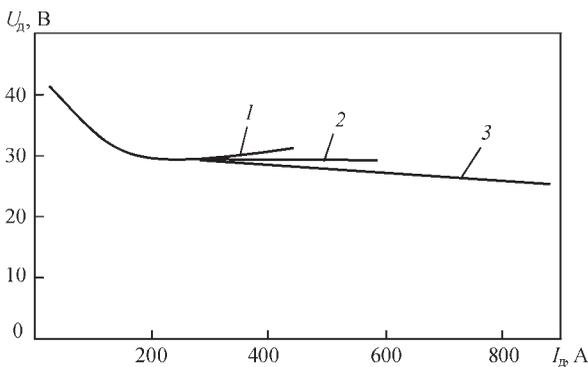


Рис. 3. Вольт-амперна характеристика електричної дуги ($l_d = 5$ мм), що горить між двома вольфрамовими електродами діаметром, мм: 1 — 2; 2 — 4; 3 — 10

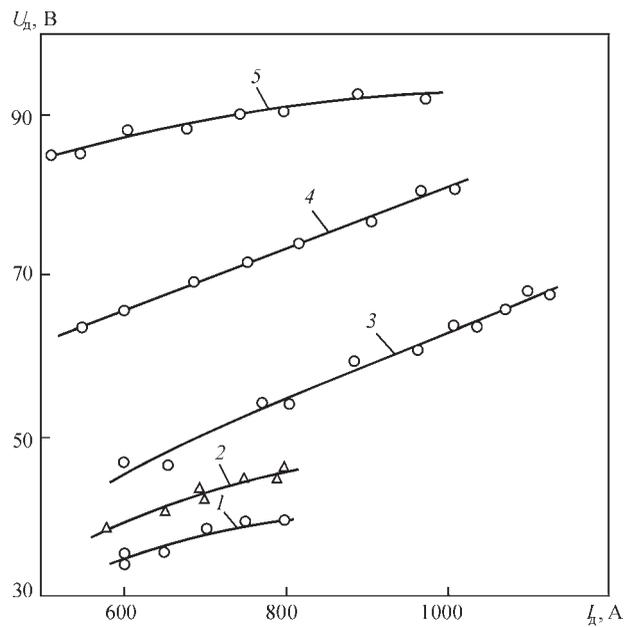


Рис. 4. Вольт-амперна характеристика металургійного плазмотрона ($d_c = 12$ мм, $P = 156$ кПа): о — постійний струм; Δ — змінний струм; 1 — $l = 70$ мм, $Q_{Ar} = 0,59$ г/с; 2 — $l = 70$ мм, $Q_{Ar} = 0,59$ г/с; 3 — $l = 75$ мм, $Q_{Ar} = 0,59$ г/с; 4 — $l = 115$ мм, $Q_{Ar} = 0,59$ г/с; 5 — $l = 145$ мм, $Q_{Ar} = 0,59$ г/с

температурної плазми — $(2...3) \cdot 10^4$ К, а вольт-амперна характеристика має зростаючий характер (рис. 4) [6–9].

Принцип роботи плазмотронів прямої дії, оснований на підключенні виробу, що нагрівається, в ланцюг дуги, в термічному відношенні більш ефективний в порівнянні з плазмотронами посередньої дії. При однаковій силі струму ефективна потужність (потужність, яка передається металу при його нагріві) на 40 % більше, ніж вільногорящої дуги і майже на 60 % більше, ніж при нагріванні струменевою плазмою.

Плазмовий стовп обтисненої дуги в перерізі досить неоднорідний у температурному відношенні (рис. 5) [7]. Найбільша температура газу, а отже і найбільша ступінь його іонізації досягається у вузькому шнурі усередині стовпа дуги. Цей шнур має високу електропровідність і являє собою канал, по якому протікає робочий струм від катода до анода. На периферії стовпа ступінь іонізації, температура та електропровідність різко падають і наближаються до рівня середовища, що оточує дугу [10].

На розподіл температури в плазмовій дузі значний вплив має витрата плазмоутворюючого газу [8]. На рис. 6 наведені ізотерми температурного поля плазмових дуг, що горять в атмосфері аргону. Із наведених даних видно, що температура плазмових дуг знижується в радіальному напрямку від осі до периферії та по довжині від сопла до виробу. Причому зі збільшенням витрат аргону зміни в температурі мають більшу контрастність [11].

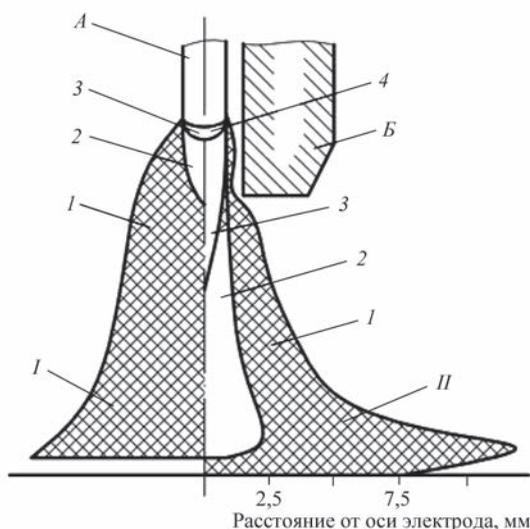


Рис. 5. Розподіл температури в дузі, яка горить вільно (I) та обтисненій дузі (II) в середовищі аргону (A — електрод з вольфраму; B — сопло; $I_n = 200$ А): 1 — $(10...14) \cdot 10^3$ К; 2 — $(14...18) \cdot 10^3$ К; 3 — $(18...24) \cdot 10^3$ К; 4 — $> 24 \cdot 10^3$ К

Більш значний вплив на температурну ситуацію в стовпі плазмової дуги справляє добавка в аргон двоатомних газів азоту або водню (рис. 7) [8].

Розробка тих чи інших металургійних процесів і технологій неможлива без знання особливостей роботи та конструкції плазмотронів.

Незважаючи на різноманітність конструктивних рішень, обумовлених різними сферами застосування плазмотронів, в їх основу закладена обмежена кількість принципів схем, різниця між якими полягає, головним чином, в методах просторової стабілізації плазмової дуги та заходах щодо зниження ерозії електродів в зонах дії опорних плям дуги.

Численну різноманітність конструкцій плазмотронів, що склалася виходячи з багатьох конструктивних ознак, буде правильно класифікувати за принципом дії, тобто за методом нагріву газу і переходу його в плазмовий стан та перетворення електричної енергії в теплову. За вказаним принципом плазмотрони поділяють на: дугові; індукційні; електронні; паливні.

У промисловості, в тому числі металургії, набули широкого вжитку плазмотрони, в яких перехід газу в стан низькотемпературної плазми відбувається за рахунок енергії електричної дуги (дугові плазмотрони).

Попередньо нагрітий до відповідної температури газ, частково іонізований, можна нагрівати далі, використовуючи для цього енергію електромагнітного поля, яке створює змінний струм, що протікає в індукторі. Такий принцип нагріву газу відбувається в індукційних плазмотронах.

Нагрів газу до плазмового стану може здійснюватися за рахунок енергії електромагнітного поля

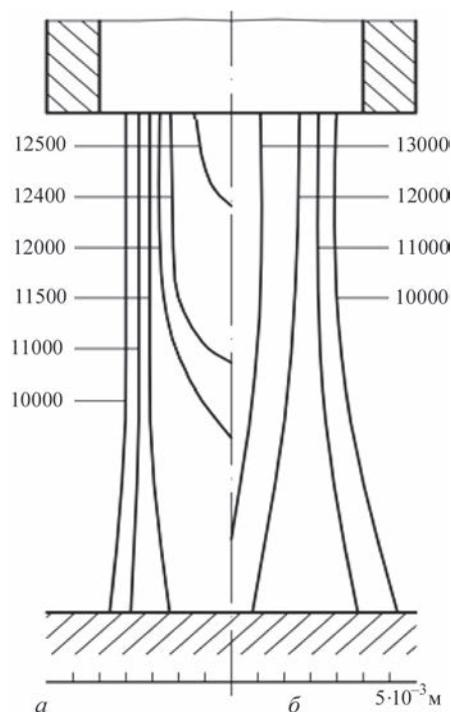


Рис. 6. Ізотерми температурного поля плазмових дуг, що горять в аргоні (потужність 12 кВт при витратах аргону 0,3 (a) та 1,2 м³/год (б))

високої напруги. Саме такий процес відбувається в електронних плазмотронах.

До генераторів низькотемпературної плазми можна віднести паливно-кисневі пальники, в яких звичайне повітряно-кисневе полум'я додатково підігрівають, пропускаючи через нього електричний струм.

Дугові плазмотрони, в свою чергу, класифікують за наступними ознаками: принципом підключення плазмотрона до джерела живлення та передачі тепла виробу (плазмотрони посередньої та прямої дії); родом струму, що застосовується (плазмотрони постійного та змінного струму); конструкцією (видом) електрода в плазмотроні (плазмотрони зі стержневим, набірним, порожнистим,

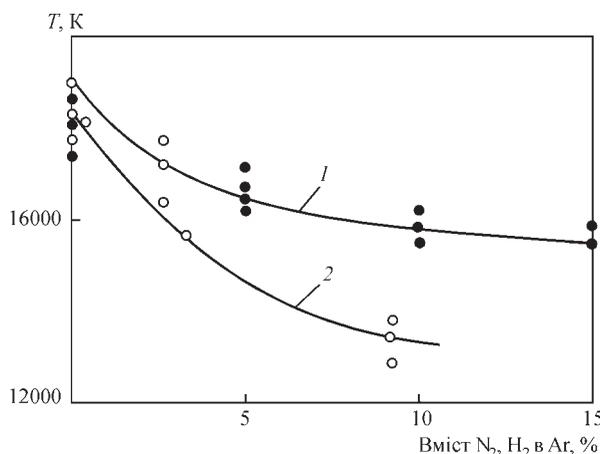


Рис. 7. Залежність температури від вмісту азоту (I) і водню (2) в плазмоутворюючому газі (аргоні)

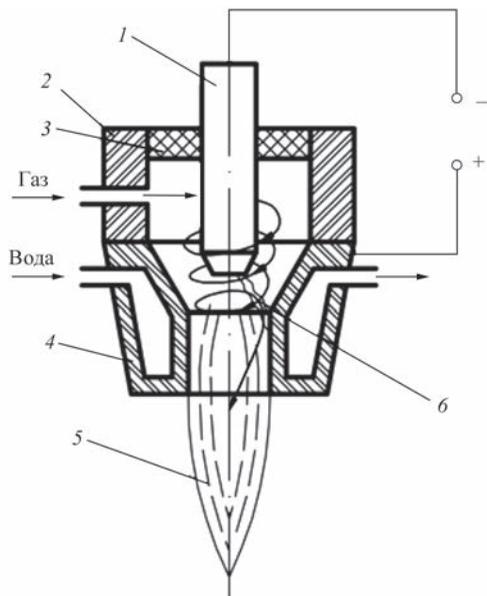


Рис. 8. Принципова схема дугового плазмотрона посередньої дії: 1 — стержневий електрод; 2 — корпус; 3 — ізолятор; 4 — сопло; 5 — плазмовий струмінь; 6 — електрична дуга

розщепленим та плазмовим електродом); способом обтиснення дуги (плазмотрони з обтисненням дуги газовим струменем або холодною стінкою каналу сопла); видом охолодження катода і сопла (плазмотрони з водяним та газовим охолодженням); складом плазмоутворюючого газу (плазмотрони, що працюють в інертному, відновлювальному, окислюючому середовищах та у вакуумі).

Головною відмінністю плазмотронів посередньої та прямої дії є різниця в передачі тепла від

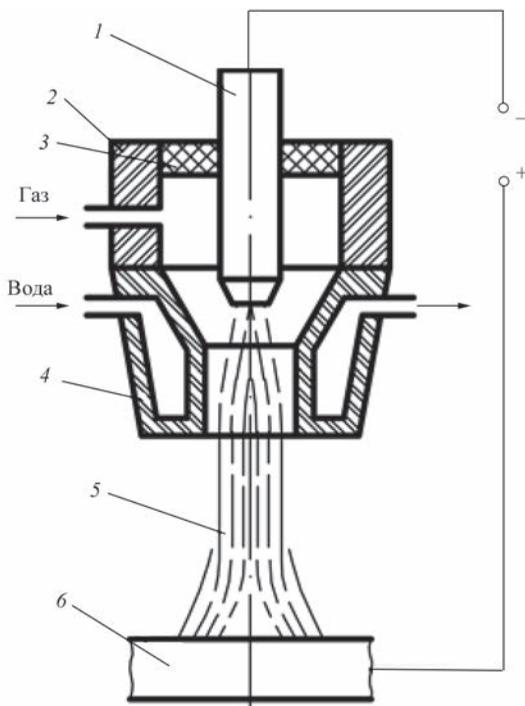


Рис. 9. Принципова схема дугового плазмотрона прямої дії: 1 — стержневий електрод; 2 — корпус; 3 — ізолятор; 4 — сопло; 5 — плазмова дуга; 6 — тіло, що нагрівається

низькотемпературної плазми до тіла, яке нагрівається. Указана відмінність полягає в тому, що в струменевих плазмотронах (посередньої дії) електрична дуга, необхідна для іонізації газу, горить в проміжку між стержневим електродом і соплом (рис. 8). Під дією тепла дуги відбувається часткова іонізація газового струменя і назовні із сопла він витікає у вигляді полум'я (низькотемпературна плазма), яке нагадує факел газозварювального пальника.

Передача теплової енергії до тіла, що нагрівається, відбувається в два етапи: спочатку нагрівається газ в електричній дузі, а уже потім нагрітий газ віддає тепло виробу. Тіло, що нагрівається, не входить в електричний ланцюг плазмової дуги, отже воно може бути і діелектриком. Це дозволяє нагрівати або термічно обробляти матеріали, які за своїми фізичними характеристиками можуть бути як провідниками, так і діелектриками.

У дугових плазмотронах прямої дії електрична дуга горить безпосередньо між електродом плазмотрона і виробом (тілом), що нагрівається (рис. 9). При цьому дугу в повздожньому напрямку обдувають струменем плазмоутворюючого газу, а в поперечному — (по периметру) обтискують стінкою сопла, що охолоджується.

У плазмотронах прямої дії основна частина енергії електричної дуги передається виробу через опорну пляму, яка розміщується на поверхні металевого тіла, що нагрівається. Таким чином, виріб, який нагрівається, входить до складу електричного ланцюга плазмової дуги і отже він повинен бути електропровідним. Це забезпечує більш високий ККД нагріву.

У металургійних плавильних агрегатах широкого вжитку набули дугові плазмотрони саме прямої дії, під час роботи яких електрична високоструменева дуга суміщена з потоком плазмоутворюючого газу. Метою даної роботи є аналіз фізичних процесів і явищ, які протікають у дугових плазмотронах при нагріві газу до плазмового стану та розробка підходів і заходів щодо конструювання металургійних плазмотронів з підвищеним ресурсом роботи [14].

Наприклад, при плавці плазмотроном прямої дії в атмосфері, що містить азот, анодна пляма дуги знаходиться на поверхні металеві ванни. Температура в зоні анодної плями може досягати температури кипіння металу [6, 12] і пружність зустрічного потоку пару металу може наблизитися до атмосферного тиску, а парціальний тиск азоту — до нуля. В даному випадку в зоні анодної плями можна спостерігати відсутність або зниження ефективності поглинання азоту металом. Експериментально це було показано в роботі [13]. У випадку, коли ванна є анодом на її по-

верхні спостерігається три зони: зона анодної плями, де метал контактує з атомарним газом, а температура поверхні наближається до температури кипіння металу; кільцева зона під плазмовим факелом, в якій метал контактує з молекулярним газом у збудженому стані; зона відносно низьких температур за плазмовим факелом, де рідкий метал контактує з молекулярним газом в основному коливальному стані.

Якщо метал, що плавиться, має низький вміст розчиненого газу, то відбуваються наступні процеси [13]: в анодній плямі метал активно випаровується і над його поверхнею створюється парова фаза, в якій тиск парів рівний барометричному, що перешкоджає контакту металу з газом. В такому разі потік газу із атмосфери дуги в метал відсутній.

В кільцевій зоні під плазмовим факелом з рідким металом взаємодіють молекули газу в збудженому стані і, можливо, якась частина атомів. В цій зоні хімічний потенціал газу над поверхнею металевої ванни значно вищий за хімічний потенціал газу, який розчинений в металі. Саме в цій зоні відбувається інтенсивне поглинання газу металевою ванною.

Далі від осі плазмового факела температура плазми знижується, а отже знижується і активність газових часток. В зоні за плазмовим факелом метал контактує з молекулами газу в основному коливальному стані. Тут відбувається звичайне поглинання газу, яке відповідає парціальному тиску газу в газовій фазі і константі Сівертса.

Металургійні дугові плазмотрони працюють в умовах інтенсивних теплових потоків на протязі всієї плавки, яка може тривати кілька годин поспіль. Крім того склад газового середовища в плавильній камері може бути достатньо агресивний [15, 16]. Цим, а також другими специфічними особливостями умов праці плазмотронів визначається перелік вимог щодо їх конструкції, матеріалів, з яких виготовляються відповідні деталі та елементи, а також ресурс роботи, техніко-економічні показники і т. п.

Розглядаючи різноманітність умов, в яких працюють металургійні плазмотрони, порівнюючи різні точки зору щодо фізичних процесів, які протікають у приелектродних областях, та аналізуючи ресурс роботи окремих елементів плазмотронів, автори спробували узагальнити вимоги до металургійних плазмотронів, які можна звести до наступного: конструкція плазмотрона і матеріали електрода та сопла повинні забезпечувати гарне формування і стійке горіння плазмової дуги в пічному просторі під час плавки; електрод і сопло повинні мати високий ресурс роботи при номінальній потужності плазмової дуги; система охолодження теплонавантажених вуз-

лів повинна забезпечувати надійний і довгочасний тепловідвід при відносно невеликій витраті води; конструкція плазмотрона повинна бути технологічною у виготовленні та складанні, зручна в експлуатації та ремонті; конструкція плазмотрона повинна забезпечувати довгочасну роботу електрода і сопла в середовищі інертних газів, газових сумішах з хімічно активними газами та їх мінімальну витрату на номінальній потужності; матеріали, які використовуються в конструкції плазмотрона, не повинні взаємодіяти з електромагнітними полями і руйнуватися в агресивному високотемпературному газовому середовищі; струмопровідні елементи повинні мати гарантовану електричну ізоляцію; корпус плазмотрона повинен забезпечувати надійний захист електродного вузла від дії пічного середовища, підведення охолоджуваної води до сопла та введення плазмотрона в плавильну камеру через ущільнюючий елемент і дозволяти здійснювати його осьове переміщення під час плавки; на зовнішній частині корпусу, яка входить у плавильний простір печі, повинні бути відсутні будь-які водо-, електро- або газопідвідні рукава; роз'єми, неметалеві ущільнення і деталі, які можуть наражатись на дію випромінювання, повинні мати термостійкі або водоохолоджувані захисні екрани; плазмотрон повинен забезпечувати багаторазове надійне збудження та стабільне горіння дуги в заданому діапазоні робочих струмів та напруги.

Усі перелічені вимоги справедливі і мають вирішальне значення при визначенні конструкції того чи іншого плазмотрона. Підвищення ресурсу роботи дугових металургійних плазмотронів є однією із головних проблем, які стримують їх широке впровадження в промислових масштабах і розвиток плазмової металургії взагалі.

Список літератури

1. Финкельбург В., Меккер Г. (1961) *Электрическая дуга и термическая плазма*. Москва, ИЛ.
2. Франк-Каменецкий Д.А. (1970) *Плазма — четвертое состояние вещества*. 4-е изд. Москва, Атомиздат.
3. Сисоян Г.А. (1974) *Электрическая дуга в электрической печи*. 3-е изд. Москва, Металлургия.
4. Никольский Л.Е., Бортничук Н.И., Волохонский Л.А. и др. (1971) *Промышленные установки электродугового нагрева и их параметры*. Москва, Энергия.
5. Дембовски В. (1981) *Плазменная металлургия*. Москва, Металлургия.
6. Лесков Г.И. (1970) *Электрическая сварочная дуга*. Москва, Машиностроение.
7. Ludwig H. (1959) Plasma — energy transfer in gas — shielded welding arcs. *Welding J.*, 38(7), 296–300.
8. Григоренко Г.М., Помарин Ю.М. (1989) *Водород и азот в металлах при плазменной плавке*. Патон Б.Е. (ред.). Киев, Наукова думка.

9. Чередниченко В.С., Аньшаков А.С., Кузьмин М.Г. (2008) *Плазменные электротехнические установки*. Новосибирск, НГТУ.
10. Гаджиев М.Х., Саргсян М.А., Терешонок Д.В., Тюфтяев А.С. (2016) Исследования аргоновой плазмы дугового разряда с катодом из чистого вольфрама. *Прикладная физика*, **4**, 22–26.
11. Хомич В. А. и др. (2010) Моделирование процессов образования атомарного азота в плазме тлеющего разряда в смеси азот–аргон. *Письма в Журнал технической физики*, **36(19)**, 91–99.
12. Походня И.К. (1972) *Газы в сварных швах*. Москва, Машиностроение.
13. Григоренко Г.М. (2003) *Газообменные процессы при плазменной и дуговой плавке металлов. Прогресивні матеріали і технології*: т. 1. Київ, Академперіодика, 102–112.
14. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. (2013) *Плазменные технологии*. Руководство для инженеров. Санкт-Петербург.
15. Маврутенков А.А., Веселовский Н.И. (2011) Влияние подачи плазмообразующего газа на наплавку. *Техника и оборудование для села*, **4**, 44–45.
16. Боровской А.М. (2014) Моделирование течения плазмообразующего газа с учетом его взаимодействия с электрической дугой в каналах высоковольтных плазмотронов переменного тока. *Успехи прикладной физики*, **2(2)**, 105–111.
5. Dembovsky, V. (1981) *Plasma metallurgy*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
6. Leskov, G.I. (1970) *Electric welding arc*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
7. Ludwig, H. (1959) Plasma — energy transfer in gas — shielded welding arcs. *Welding J.*, **38(7)**, 296–300.
8. Grigorenko, G.M., Pomarin, Yu.M. (1989) *Hydrogen and nitrogen in metals during plasma melting*. Ed. by B.E. Paton. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
9. Cherednichenko, V.S., Anshakov, A.S., Kuzmin, M.G. (2008) *Plasma electrotechnical equipment*. Novosibirsk, NGTU [in Russian].
10. Gadzhiev, M.Kh., Sargsyan, M.A., Tereshonok, D.V., Tyufityaev, A.S. (2016) Investigation of argon plasma of arc discharge with pure tungsten cathode. *Prikladnaya Fizika*, **4**, 22–26 [in Russian].
11. Khomich, V.A. et al. (2010) Modeling of processes of atomic nitrogen formation in glow discharge plasma in nitrogen-argon mixture. *Pisma v Zhurnal Tekhnicheskoy Fiziki*, **36(19)**, 91–99 [in Russian].
12. Pokhodnya, I.K. (1972) *Gases in welds*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
13. Grigorenko, G.M. (2003) Gas exchange processes in plasma and arc melting of metals. In: *Advanced materials and technologies*. Vol. 1. Kyiv, Akadempriodyka, 102–112 [in Russian].
14. Sosnin, N.A., Ermakov, S.A., Topolyansky, P.A. (2013) *Plasma technologies: Manual for engineers*. St.-Petersburg [in Russian].
15. Mavrutenkov, A.A., Veselovsky, N.I. (2011) Influence of feeding of plasma-forming gas for surfacing. *Tekhnika i Oborudovanie dlya Sela*, **4**, 44–45 [in Russian].
16. Borovskoy, A.M. (2014) Modeling of plasma-forming gas flow taking into account its interaction with electric arc in channels of high-voltage alternating current plasmotrons. *Uspekhi Prikladnoj Fiziki*, **2(2)**, 105–111 [in Russian].

References

1. Finkelburg, B., Mekker, G. (1961) *Electric arc and thermal plasma*. Moscow, IL [in Russian].
2. Frank-Kamenetskii, D.A. (1970) *Plasma — the fourth state of matter*. 4-th ed. Moscow, Atomizdat [in Russian].
3. Sisoyan, G.A. (1974) *Electric arc in electric furnace*. 3rd Ed. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Nikolsky, L.E., Bortnichuk, N.I., Volokhonskaya, L.A. et al. (1971) *Industrial units of electric arc heating and their parameters*. Moscow, Energiya [in Russian].

PHYSICAL AND TECHNICAL PREREQUISITES FOR DEVELOPMENT OF METALLURGICAL PLASMATRONS

V.V. Stepanenko, I.V. Sheiko, D.M. Zhirov, T.I. Dubova, V.V. Barabash
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

The paper considers the physical and technological aspects of creating arc plasmotrons designed to operate in metallurgical smelting units and furnaces. Based on analysis of literature sources, a classification of metallurgical plasmotrons by the principle of plasma gas heating to plasma state is proposed. According to this classification, all the metallurgical plasmotrons are divided into four groups: arc, induction, electron and fuel. It is shown how in each group gas is heated to a plasma state, and the influence of technological factors (gas flow rate and composition, operating current, etc.) on plasma temperature and its technological properties is described. The features of burning of alternating current plasma arcs are considered. The requirements that must be observed, when designing metallurgical plasmotrons, are formulated. Ref. 16, Tabl. 1, Fig. 9.

Key words: electric arc; plasma arc; plasmatron, plasma temperature; working current, volt-ampere characteristic, temperature gradient, plasma gas

ОСОБЛИВОСТІ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ВЗАЄМОДІЇ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ СТАЛЕВОГО ДРОТУ НА ТИТАНОВУ ПЛАСТИНУ З НАПИЛЕНИМ ПРОШАРКОМ

В.М. Коржик¹, А.А. Гринюк¹, А.А. Чайка¹, Д.В. Строгонов¹,
І.І. Тимофєєва², М.А. Васильківська²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ІПМ ім. І.М. Францевича НАН України. 03142, м. Київ, вул. Кржижанівського, 3. E-mail: post@ipms.kiev.ua

Розглянуто можливість отримання з'єднання сталь–титан, що утворюється при комплексному напиленні на титан шару оксиду алюмінію і шару залізного порошку ПЖ-1 та наступним наплавленням плавким електродом або плазмою шару сталі з використанням присадного дроту Св-08Г2С. Розроблено новий комбінований спосіб з'єднання сталь–титан з нанесенням на титан захисних шарів Al_2O_3 та залізного порошку ПЖ-1 з подальшим наплавленням плазмою шару присадного дроту Св-08Г2С. Бібліогр. 8, табл. 2, рис. 8.

Ключові слова: плазово-дугове напилення; наплавлення; сталь; титан; оксид алюмінію; міжфазна взаємодія; фазовий склад

Розвиток сучасних технологій в машинобудуванні викликає необхідність застосування композиційних матеріалів зі збереженням індивідуальності властивостей кожного окремого елемента і з об'єднуючим комплексом властивостей, що забезпечують високу міцність, стійкість до корозії, теплопровідність, жароміцність, зносостійкість. Одним з таких металевих матеріалів є біметал сталь–титан, що має високу корозійну стійкість титану з високими характеристиками міцності і технологічними властивостями сталей [1–4].

Стримуючим фактором отримання біметалічного з'єднання сталь–титан є складність отримання якісного нероз'ємного з'єднання між титаном і сталлю. Отримання біметалевих з'єднань титану і його сплавів зі сталями пов'язане з труднощами у зв'язку з великими відмінностями в кристалохімічних характеристиках і фізичних властивостях, обмеженням процесів взаємної дифузії, появою крихких проміжних інтерметалідних фаз, що знижують механічні властивості таких сполук. Тому важливим завданням в розробці технологій отримання біметалевих з'єднань сталь–титан є розробка процесів, що забезпечують відсутність або мінімальну кількість в з'єднаннях крихких інтерметалідних фаз з підвищеною твердістю. Як випливає з діаграми стану, титан і залізо дають хімічні сполуки Ti_2Fe , $TiFe$, $TiFe_2$, які різко знижують пластичні властивості матеріалу, і три евтектики: $\beta + TiFe$, $TiFe + TiFe_2$, $TiFe_2 + \alpha$, що кристалізуються при температурах 1100, 1280, 1298 °С і містять 32, 62,5 та 82,5 % Fe відповідно (рис. 1) [5, 6].

Використовуються такі композити у виробництві хімічної, нафтохімічної, машинобудівної продукції. Одна з ефективних областей використання

їх в нафтохімічній промисловості — це виготовлення стійких до корозії магістральних трубопроводів, робочі поверхні яких здатні сприймати як механічні навантаження, так і схильні до корозійного руйнування. Внутрішню поверхню трубопроводів з високоміцної сталі, якими транспортують нафтогазову продукцію, покривають корозійностійким матеріалом з титану або титанових сплавів.

Відомі технологічні прийоми не вирішують проблему отримання біметалевих труб з високоміцної сталі і тонким внутрішнім шаром з титану. Основною технологічною проблемою при використанні методів отримання плавленням біметалу сталь–титан є обмеження рівня погонної енергії при плавленні, так як підвищені значення погонної енергії можуть бути причиною утворення інтерметалідних фаз на межі титанового і сталевго шарів біметалу. Таке завдання вимагає комбінова-

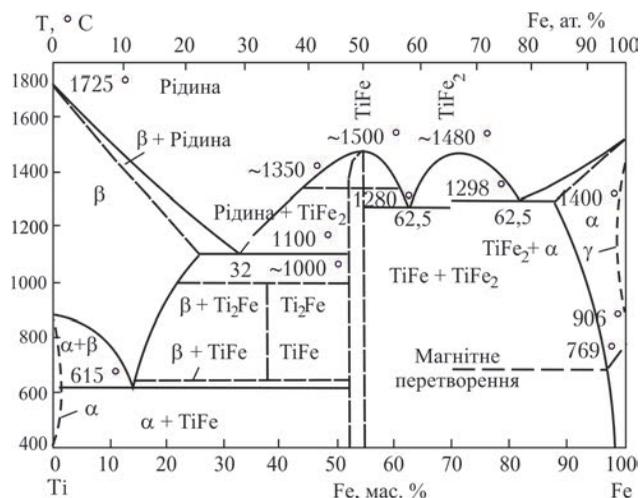


Рис. 1. Діаграма стану залізо–титан

В.М. Коржик — <https://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, А.А. Гринюк — <https://orcid.org/0000-0002-6088-7980>

© В.М. Коржик, А.А. Гринюк, А.А. Чайка, Д.В. Строгонов, І.І. Тимофєєва, М.А. Васильківська, 2020

Таблиця 1. Режими високошвидкісного плазмово-дугового напилення порошків оксиду алюмінію та заліза

Порошок	I , А	U , В	Тиск газу (P), бар	V , м/хв.	D , мм	Витрата газу (Q), л/хв	Витрата порошку, г/хв	Пропан
Al_2O_3	300	300	2,0	8	150	45	30...40	+
ПЖ-1	120	280	2,5	—	—	—	—	—

ного підходу з почерговим з'єднанням титанового шару, наплавленням або напиленням захисних шарів, далі основного шару з високоміцної сталі. При цьому повинні бути виконані вимоги захисту утворення інтерметалідів в зоні з'єднання. Вирішення таких завдань вимагає застосування нових технологій біметалічного з'єднання зі зниженими значеннями погонної енергії і технологій нанесення захисних шарів (плазмова наплавка, високошвидкісне плазмове напилення).

Мета даної роботи — дослідити процеси металургійної взаємодії при наплавленні сталевого присадного дроту Св-08Г2С на титанову пластину з використанням проміжного комбінованого прошарку з тонкого термобар'єрного шару Al_2O_3 з подальшим напиленням шару залізного порошку ПЖ-1 методом високошвидкісного плазмово-дугового напилення. Наплавлення шару сталі присадним дротом Св-08Г2С виконували плавким електродом або плазмою.

Технології, матеріали та методики дослідження. Для з'єднання сталь-титан з боку титану нанесено захисний двошаровий прошарок методом високошвидкісного плазмово-дугового напилення. В ході проведення експериментів спочатку напилювали порошок оксиду алюмінію, а потім поверх нього — другий шар з порошку заліза ПЖ-1, який близький за хімічним складом сталі. Хімічний склад порошку марки ПЖ-1 наступний, мас. %, не більше: вуглець — 0,03; кремній — 0,1; марганець — 0,1; сірка — 0,02; фосфор — 0, 02; кисень — 0, 2; залізо — решта. Фракція становить менше 50 мкм, вологість не повинна перевищувати 0,2 %.

Для підвищення міцності зчеплення покриттів, які напилюються, з пластинами з титану, виконували поверхневе «рване» фрезерування. Це робилося замість звичайної дробоструминної обробки для усунення загрози введення в поверхневий шар абразивних частинок.

В роботі високошвидкісне плазмово-дугове напилення порошками оксиду алюмінію і заліза ПЖ-1 виконували за допомогою установки PLAZER 180-PL-S (див. технічні характеристики). Дана технологія реалізує процес високошвидкісного плазмового напилення порошку [7, 8]. В якості плазмоутворюючого газу використовується повітря з невеликими добавками горючого газу пропан-бутану. Це обладнання забезпечує реалізацію високошвидкісного плазмового процесу без застосування дорогих і дефіцитних газів. Витрату

повітря для високошвидкісного напилення (наприклад, на рівні 50 м³/год) забезпечує серійний компресор. Високоентальпійна плазма повітря з пропаном дозволяє повністю розплавити в ній практично всі тугоплавкі матеріали.

Технічні характеристики установки PLAZER 180-PL-S для високошвидкісного повітряно-газового плазмового напилення захисного прошарку

Плазмоутворюючий газ	повітря, повітря + пропан-бутан (метан) 5 %
Температура плазми, К	3500...7000
Швидкість плазмового струменя, м/с	1500...3000
Швидкість частинок, що напилюються, м/с	400...800
Продуктивність напилення кг/год:	
металеві порошки	до 50
керамічні порошки (оксиди)	до 25
Електрична потужність, кВт	40...180
Коефіцієнт використання матеріалу	до 0,75...0,85

Напилення на титанову пластину двошарового прошарку виконували високошвидкісним плазмово-дуговим напиленням на режимах, наведених в табл. 1.

Наплавлення сталевого дроту на титан з двошаровим прошарком, отримане високошвидкісним плазмово-дуговим напиленням, виконували за двома технологіями. В якості захисного газу використовували Ar, а в якості присадного електродного матеріалу — сталевий дріт Св08Г2С, до складу якого входить, %: 0,05...0,11 С; 1,8...2,1 Mn; 0,70...0,95 Si; < 0,025 S; < 0,03 P; < 0,25 Cu; < 0, 25 Ni; < 0, 2 Cr (ГОСТ 2246–70).

Отримано з'єднання титан-сталь двох типів:

перший — з'єднання при комплексному наплавленні на титанову пластину завтовшки 2 мм шару оксиду алюмінію (товщина напилення 150 мкм) і шару залізного порошку ПЖ-1 (товщина шару 450 мкм) з використанням установки PLAZER 180-PL-S і з подальшим імпульсним MIG наплавленням шару сталі дротом Св-08Г2С (діаметр 1 мм);

другий — з'єднання при комплексному наплавленні на титанову пластину завтовшки 2 мм шару оксиду алюмінію (товщина напилення 80 мкм) і шару залізного порошку ПЖ-1 (товщина шару 240 мкм) з використанням установки PLAZER 180-PL-S і з подальшим наплавленням плазмою з використанням струмопровідного присадного дроту Св 08Г2С (діаметр 1 мм) шару сталі. Режими наплавлення зразків наведені в табл. 2.

Дослідження структури покриттів виконували методами металографії (мікроскоп «Неофот-32»),

Таблиця 2. Режими наплавлення сталевого дроту на титанові пластини

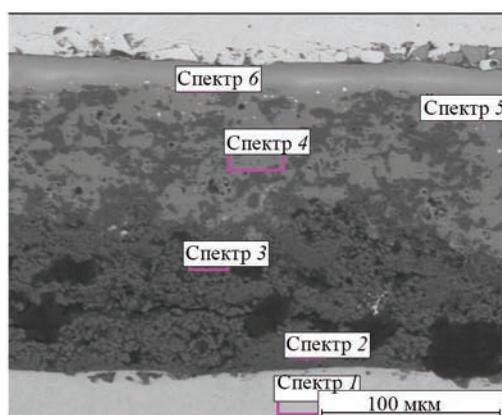
Тип наплавки	I, А	U, В	Газ	Витрата газу, л/хв				Швидкість			Амплітуда коливання, мм
				плазموутворюючого	захисного	чобітка	піддуву	зварювання, мм/хв	подачі дроту, м/хв	коливань, мм/с	
Перший	52	14,5	Ar + 18 % CO ₂	–	25 Ar + 18 % CO ₂	–	30 (Ar)	200	2,2	40	3,6
Другий	50	23,6	Ar	0,4	–	30	–	–	0,75	–	7

рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) (мікроаналізатор «САМЕВАХ»). Дослідження фазового складу отриманих сполук проводили методом рентгенівської зйомки на приладі ДРОН-3 в монохроматичному Cu-Kα випромінюванні з цифровою реєстрацією відображень. Досліджували фазовий склад з'єднань на поперечному перерізі наплавлених зразків і на межах розділу. Мікротвердість зразків вимірювали на мікротвердомірі фірми «LECO» при навантаженні на індентор 0,20 Н.

Експерименти і обговорення результатів. У роботі використовували технологічну схему отри-

мання з'єднання сталі і титану, в якій за рахунок попереднього напилення проміжного подвійного шару на титан вдалося мінімізувати появу крихкого інтерметаліду титан–залізо, який утворюється при традиційному зварюванні плавленням титану зі сталлю.

Аналіз результатів металографічних досліджень з'єднання, отриманого при імпульсному MIG наплавленні, показав, що мікроструктура перехідного шару неоднорідна (рис. 2, 3), являє собою налиплі одну на одну частинки, що призводить до утворення шаруватої, пухкої і пористої структури, з'являються мікропорожнини. В ре-



Спектр	Хімічний склад, мас. %					Всього
	O	Al	Ti	Mn	Fe	
1	–	0,49	99,51	–	–	100
2	49,0	50,07	0,36	–	0,58	→→
3	47,73	50,13	–	–	1,58	→→
4	40,15	32,87	–	1,15	5,15	→→
5	40,06	26,93	–	6,86	24,76	→→
6	44,28	13,50	16,10	1,55	12,57	→→

Рис. 2. Вміст елементів в окремих ділянках перехідної зони з'єднання Ti–Fe першого типу, визначений методом РСМА

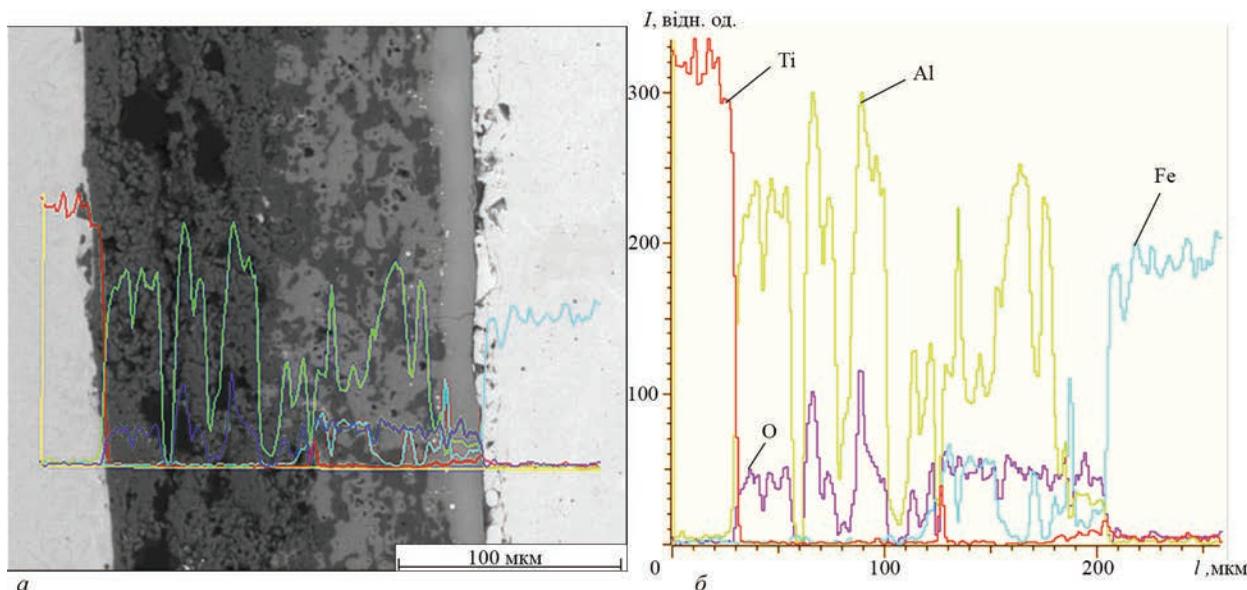


Рис. 3. Мікроструктура зони з'єднання Ti–Al₂O₃–Fe першого типу (а) і розподіл компонентів (б) (електронно-зондовий аналіз CamScan-4)

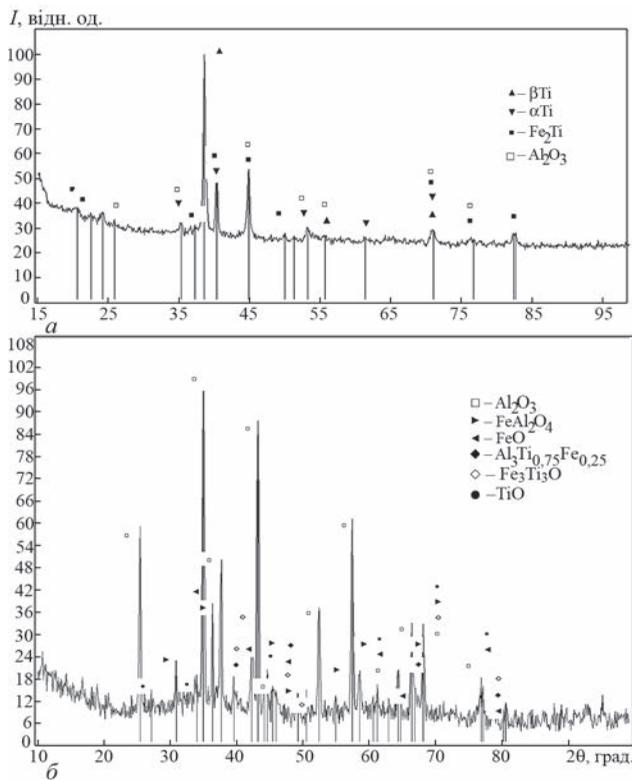


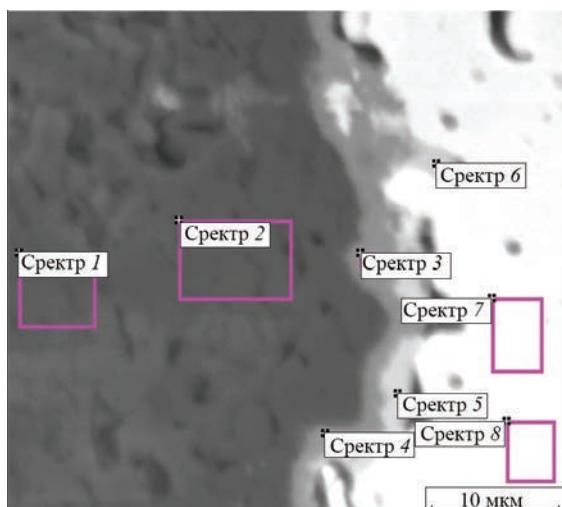
Рис. 4. Рентгенограми перехідної зони з'єднання Ti–Al₂O₃–Fe: а — поперечний переріз зразка; б — межа розділу (перехідна зона) імпульсна MIG наплавка

зультаті перемішування матеріалу відбувається формування перехідного шару, що складається з фаз оксиду алюмінію і з'єднань Ti–Al та Fe–Al з однієї й іншої сторони відповідно і з'єднання на основі Fe–Al–O. Спостерігається суцільний крихкий прошарок на межі з боку заліза товщиною до 15...20 мкм, по якому відбувається руйнування з'єднання сталь–титан. Хімічний склад прошарку відповідає інтерметаліду Al₃Ti_{0,75}Fe_{0,25} з твердістю 5300 ± 300 МПа. Середні значення мікротвердості з боку титану і наплавленого шару сталевго дроту становлять 1905 та 2033 МПа відповідно.

Вміст елементів в окремих ділянках перехідної зони визначено методом РСМА (рис. 2). На рис. 4 представлені результати аналізу фазового складу перехідної зони методом рентгенофазового аналізу.

Рентгенофазовий аналіз (РФА) отриманих сполук показав, що основними зареєстрованими фазами на поперечному перерізі зразка, отриманого при імпульсному MIG наплавленні, є високотемпературна β-модифікація титану, стійка від 882,5 °С і до температури плавлення; далі присутні приблизно в рівних кількостях (до 30 %) інтерметалідна фаза Fe₂Ti і низькотемпературна α-модифікація титану, існуюча до 882,5 °С. Зберігся частково вихідний Al₂O₃ (рис. 4, а). За результатами основною фазою, яка реєструється в з'єднанні, на межі розділу наплавка–підкладка, отриманому при імпульсному MIG наплавленні дротом Св-08Г2С, є фаза Al₂O₃ (рис. 4, б). Також присутнє залізо в стані окислення до FeO. Згідно з отриманими даними другою фазою по інтенсивності є складний оксид герциніт FeAl₂O₄, де Al частково заміщується Fe³⁺. Герциніт утворюється по прямій реакції між FeO та Al₂O₃ при температурі нижче 1580 °С.

Встановлено, що в поверхневих шарах при імпульсному MIG наплавленні дроту Св-08Г2С через слабе окислювальне середовище сповільнюється процес утворення шпінелі FeAl₂O₄, де Al частково заміщується Fe. Особливістю взаємодії на межі розділу наплавка–підкладка є утворення прошарку крихкого інтерметаліду, про що свідчить відколювання наплавленого металу при охолодженні внаслідок різниці температурних коефіцієнтів лінійного розширення підкладки і наплавленого шару. Відбувається розрив високотемпературного хімічного зв'язку Al₂O₃ з подальшим утворенням інтерметалідного з'єднання заліза з алюмінієм і титаном (потрійного з'єднання Al₃Ti_{0,75}Fe_{0,25}), яке є аналогом інтерметаліду Al₃Ti, де частина атомів



Спектр	Хімічний склад, мас. %			
	O	Al	Fe	Всього
1	50,25	49,75		100
2	48,42	50,96	0,62	—»
3	33,92	27,98	38,11	—»
4	33,05	30,51	36,44	—»
5	19,09	0,92	79,99	—»
6	20,07	—	79,93	—»
7	—	—	100	—»
8	—	—	100	—»

Рис. 5. Вміст елементів в окремих ділянках перехідної зони Ti–Al₂O₃–Fe другого типу, визначений методом РСМА; спектри 3 та 4 — з'єднання Al–Fe–O

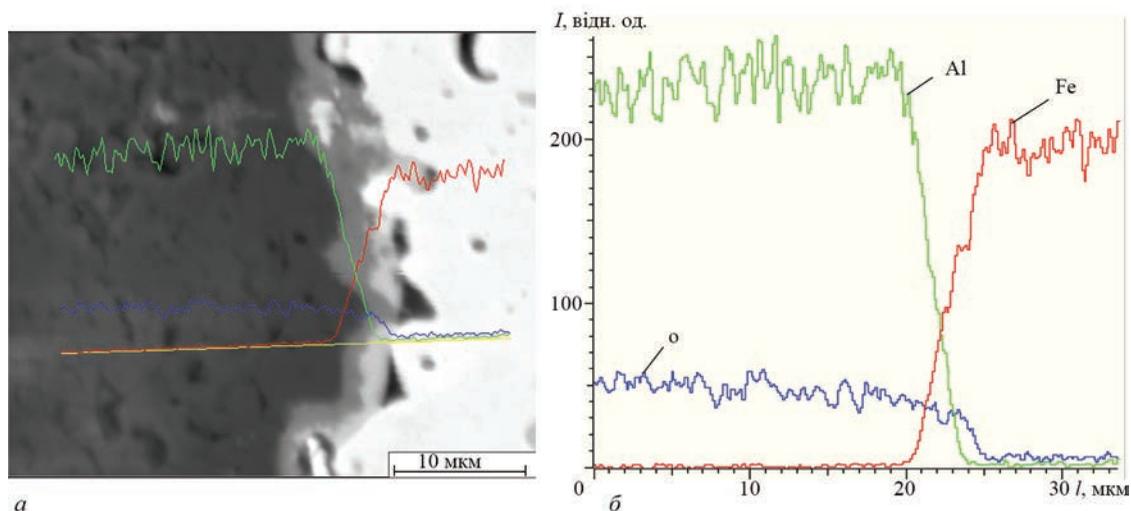


Рис. 6. Мікроструктура перехідної зони з'єднання Fe-Al₂O₃ другого типу (а) і розподіл компонентів в зоні з'єднання (б) (електронно-зондовий аналіз CamScan-4)

титану заміщена залізом, так як дифузія Fe в Ti набагато швидша, ніж Ti в Fe.

При плазмовому наплавленні дроту Св-08Г2С значна частина тепла витрачається на плавлення присадного дроту, що проходить через плазмовий струмінь, і оплавлення двох шарів з залізного порошку та оксиду алюмінію. Структура основи відчуває невеликий термічний вплив. Мікроструктура перехідного шару з'єднання безпориста (рис. 5, 6). Перехідний шар з боку заліза містить нерівномірну багатофазну область з мікротвердістю 2006 ±

± 30 та 1722 ± 80 МПа з боку шару Al₂O₃. Середнє значення мікротвердості підкладки з боку титану становить 1815 МПа. На межі розділу зона взаємної дифузії становить приблизно 5 мкм.

Рентгенофазовий аналіз зразків показав, що основними зареєстрованими фазами на поперечному перерізі зразка, отриманого при наплавленні плазмою з присадним дротом Св-08Г2С (рис. 7, а), є стійка α-модифікація титану, утворилася незначна кількість оксиду титану TiO₂ і мінімальна кількість інтерметаліду Fe₂Ti. За даними РФА перехідний шар на межі розділу наплавка-підкладка (рис. 7, б) складається, в основному, з алюмошпінелі FeAl₂O₄, де Al частково заміщується Fe. При швидкій кристалізації утворилася високотемпературна γ-фаза Al₂O₃. Залізо виявлено в стані окислення до Fe₃O₄ в кількості до 30 %. Як випливає з діаграми стану залізо-кисень (рис. 8), нижче 600 °C FeO нестійкий і переходить в Fe₃O₄; Розпадається FeO при повільному охолодженні по реакції: FeO ↔ α-Fe + Fe₃O₄. Ця фаза стійка у всьому діапазоні температур — від кімнатної до температури плавлення (1538 °C), має значну стійкість і високу абразивну здатність.

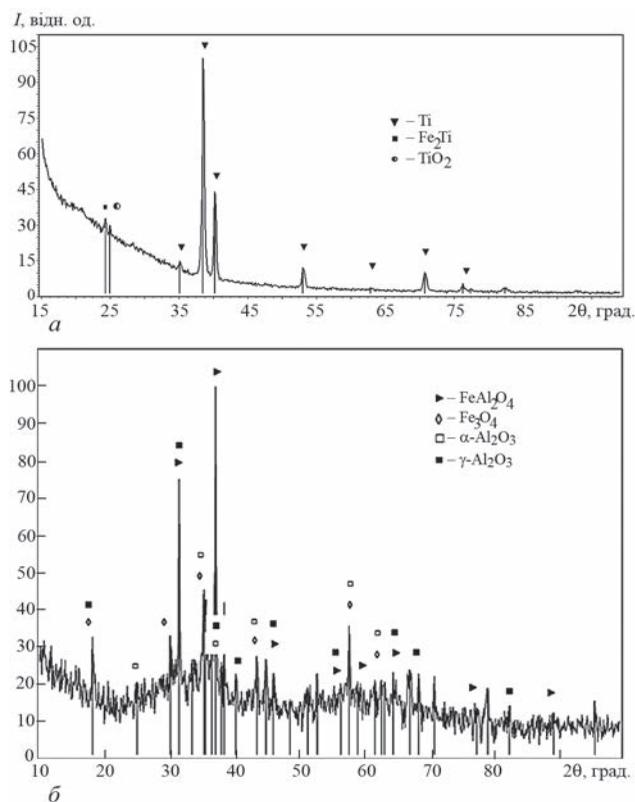


Рис. 7. Рентгенограми перехідної зони з'єднання Ti-Al₂O₃-Fe: а — поперечний переріз зразка; б — межа розділу (перехідна зона), наплавка плазмою

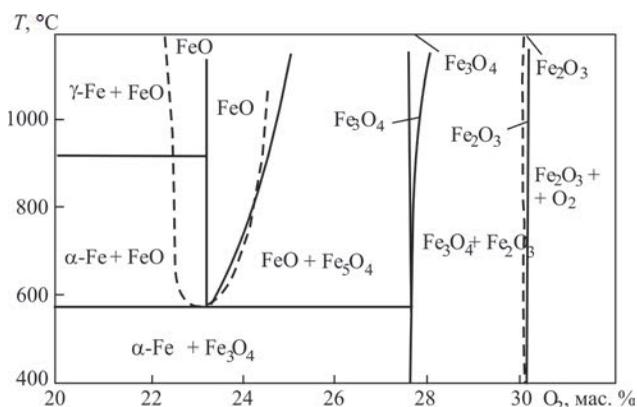


Рис. 8. Діаграма стану залізо-кисень

В даному з'єднанні існують як міжмолекулярний, так і внутрішньомолекулярний зв'язки (адгезія і хімічна взаємодія).

Таким чином, тільки при наплавленні плазмою і швидкому охолодженні можливо обмежити змішування і дифузійність компонентів заліза, алюмінію та титану і уникнути утворення крихкого металевого прошарку. Потрійний інтерметалід не утворюється.

Висновки

1. Проаналізовано два комбінованих способи отримання сполук сталь–титан за допомогою нанесення захисного двошарового комплексного прошарку, що обмежує взаємодію титану та сталі, із застосуванням плазмового наплавлення струмопровідним присадним дротом і з використанням імпульсного MIG наплавлення.

2. Встановлено, що при імпульсному MIG наплавленні шару присадним дротом Св-08Г2С утворюється безперервний крихкий інтерметалідний прошарок $Al_3Ti_{0,75}Fe_{0,25}$ на межі з боку заліза товщиною до 15...20 мкм, твердістю $5300 \pm \pm 300$ МПа, по якому відбувається руйнування з'єднання. Це робить його непридатним для подальшого використання.

3. У разі наплавлення плазмою шару присадного дроту Св-08Г2С утворюється приблизно рівномірне з'єднання сталь–титан з двофазною областю товщиною 2,0...2,5 мкм з боку сталі. Твердість шару Al_2O_3 становить 1722 ± 30 МПа, з боку сталі і титану — 2006 та 1815 МПа відповідно. При цьому утворюється термодинамічно і хімічно стійка шпінель $FeAl_2O_4$ без утворення крихких інтерметалідів.

4. Розроблено новий комбінований спосіб з'єднання сталь–титан з нанесенням на титан захисних шарів Al_2O_3 і залізного порошку ПЖ-1 з подальшим наплавленням плазмою шару присадного дроту Св-08Г2С.

Список літератури

1. Рабкин Д.М., Рябов В.Р., Гуревич С.М. (1975) *Сварка разнородных металлов*. Москва, Техника.

2. Скляр В.О. (2014) *Инновационные и ресурсосберегающие технологии в металлургии: учебное пособие*. Донецк, ДонНТУ.
3. Чепурко М.И., Остренко В.Я., Глускин Н.Я. и др. (1984) *Биметаллические материалы*. Ленинград, Судостроение.
4. Сиротенко Л.Д., Шлыков Е.С., Абляз Т.Р. (2015) Применение биметаллических материалов в машиностроении. Ч. 1. *Современные проблемы науки и образования*, 2.
5. Гуревич С.М. (1990) *Справочник по сварке цветных металлов*. Замков В.Н. (ред.). 2-е изд., перераб. и доп. Киев, Наукова думка.
6. Баранов А.В., Вайнерман А.Е., Чумакова И.В., Чернобаев С.П. (2004) Получение соединений сталей со сплавами титана сваркой плавлением. *Вопросы материаловедения*, 2, 108–125.
7. Коржик В.Н., Короб М.Ф. (2013) Технологии PLAZER в инженерии поверхности и плазменной обработке материалов. *Сварщик*, 1, 1–8.
8. Коржик В.Н. (2017) Особенности получения покрытий сверхзвуковым электродуговым напылением. *Первый независимый научный вестник*, 20, 21–31.

References

1. Rabkin, D.M., Ryabov, V.R., Gurevich, S.M. (1975) *Welding of dissimilar metals*. Moscow, Tekhnika [in Russian].
2. Sklyar, V.O. (2014) *Innovative and resource-saving technologies in metallurgy: Manual*. Donetsk, DonNTU [in Russian].
3. Chepurko, M.I., Ostrenko, V.Ya., Gluskin, N.Ya. et al. (1984) *Bimetallic materials*. Leningrad, Sudostroenie [in Russian].
4. Sirotenko, L.D., Shlykov, E.S., Ablyaz, T.R. (2015) Application of bimetallic materials in mechanical engineering. Pt 1. *Modern problems of science and education*, 2 [in Russian].
5. Gurevich, S.M. (1990) *Reference book on welding of non-ferrous metals*. Ed. by V.N. Zamkov, 2nd ed. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Baranov, A.V., Vajnerman, A.E., Chumakova, I.V., Chernobaev, S.P. (2004) Producing of joints of steels with titanium alloys by fusion welding. *Voprosy Materialovedeniya*, 2, 108–125 [in Russian].
7. Korzhik, V.N., Korob, M.F. (2013) PLAZER technologies in surface engineering and plasma treatment of materials. *Svarshchik*, 1, 1–8 [in Russian].
8. Korzhik, V.N. (2017) Peculiarities of producing of coatings by supersonic electric arc spraying. *Pervyi Nezavisimyi Nauchnyi Vestnik*, 20, 21–31 [in Russian].

FEATURES OF METALLURGICAL INTERACTION AT SURFACING A TITANIUM PLATE WITH A SPRAY-DEPOSITED LAYER BY STEEL WIRE

V.N. Korzhik¹, A.A. Grinyuk¹, A.A. Chaika¹, D.V. Strogonov¹, I.I. Tymofeeva², M.A. Vasilkivska²

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

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

²I.M. Frantsevich IPM of the NAS of Ukraine.

3 Krzhizhanivskogo Str., 03142, Kyiv, Ukraine. E-mail: post@ipms.kiev.ua

The possibility is considered of producing a steel-titanium joint which forms at complex spray-deposition of a layer of aluminium oxide and a layer of iron powder PZh-1 on titanium with subsequent deposition by a consumable electrode or plasma of a layer of steel using filler wire Zv-08G2S. A new combined method was developed for joining steel to titanium with deposition of protective layers of Al_2O_3 and iron powder PZH-1 on titanium, with further deposition of a layer of filler wire Zv-08G2S by the plasma process. Ref. 8, Tabl. 2, Fig. 8.

Key words: plasma-arc spraying; surfacing; steel; titanium; aluminium oxide; interphase interaction; phase composition

Надійшла до редакції 21.07.2020

ВПЛИВ ОСОБЛИВОСТЕЙ МІКРОСТРУКТУРИ НА КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ ЗА ПОРОШКОВИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ

І.М. Погрелюк¹, Д.Г. Саввакін², О.О. Стасюк², Х.С. Шляхетка¹

¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України.
79060, м. Львів, вул. Наукова, 5. E-mail: rminasu@ipm.lviv.ua

²Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України.
03680, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

Досліджено корозійну стійкість спеченого титанового сплаву Ti-6Al-4V із різними структурними станами гравіметричним та електрохімічним методами у 20%-ному водному розчині хлоридної кислоти. Змінюючи технологічні параметри у процесі виготовлення спеченого сплаву, скерована його поруватість в межах 1...4 %. Встановлена загальна тенденція до сповільнення корозійних процесів зі зменшенням поруватості сплаву. Показано, що зниження об'ємної частки пор до 1...2 %, а також сфероїдизація та зменшення їх розмірів підвищують опір корозії. Бібліогр. 9, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: титановий сплав Ti-6Al-4V; порошкова металургія; порошок; гідрид титану; хлоридна кислота; корозійна стійкість

Матеріали на основі титану характеризуються унікальним комплексом властивостей, серед яких висока міцність, збалансовані інші механічні характеристики та низька питома вага [1]. В той же час не менш важливими є висока корозійна стійкість титану в кислотних та лужних середовищах і чудові біосумісні характеристики, саме завдяки яким титанові сплави широко використовуються не лише в авіабудуванні, але і в галузях, пов'язаних з наявністю агресивних середовищ, тобто в хімічній промисловості, медицині, суднобудуванні тощо [1, 2]. Вироби з технічно чистого титану і титанових сплавів, отримані традиційними багатостадійними способами литва, гарячого деформування та механічної обробки, демонструють достатню стійкість під час тривалої експлуатації в агресивних умовах хімічного виробництва, в нафтогазовій сфері, в контакт з біологічними тканинами та у морській воді. Але титанові сплави і вироби, отримані цим шляхом, мають високу вартість, що обмежує їх використання і вимагає розробки нових економічних способів виготовлення. Суттєво знизити вартість виготовлення титанових матеріалів і виробів дозволяють технології порошкової металургії [3, 4]. Крім економічного аспекту порошковий підхід має і ряд металургійних переваг, дозволяючи уникати ряду проблем, пов'язаних з ростом зерна та появою сегрегацій домішок і легувальних елементів, які традиційно виникають при виплавці зливків.

Проте титанові матеріали, отримані за різними порошковими технологіями, характеризуються

особливою мікроструктурою із наявністю залишкових пор та специфічним вмістом домішок [4, 5], що часто веде до суттєвої деградації фізико-механічних характеристик і потенційної втрати показників корозійної стійкості. Систематично не досліджено наскільки різний рівень залишкової поруватості та специфічний вміст домішок в титанових сплавах, створених за порошковим підходом, може вплинути на зміну їх корозійних характеристик.

Метою даної роботи було встановити закономірності впливу мікроструктурних параметрів титанових сплавів, створених за порошковим підходом, на їх корозійну стійкість та рекомендувати структурні стани з антикорозійними та іншими фізико-механічними характеристиками на рівні, достатньому для практичного використання в хімічному виробництві.

Матеріали і методики досліджень. Досліджуваний спечений сплав VT6 (Ti-6Al-4V, мас. %) отримано технологічно найпростішим способом холодного пресування та вакуумного спікання порошкових сумішей на основі TiH₂ з додаванням лігатури 60 % Al-40 % V.

Порошок гідриду титану обрано як стартовий матеріал завдяки водню, який є тимчасовим легувальним елементом до металу, що дає значні переваги в процесі формування масивних сплавів [6, 7]. Атомарний водень видаляється з кристалічної ґратки титану при вакуумному нагріванні, очищаючи метал від домішок (кисень, вуглець, хлор), і одночасно спричиняючи послідовності фазових перетворень, які активують дифузійні процеси,

І.М. Погрелюк — <http://orcid.org/0000-0002-3009-2829>, Д.Г. Саввакін — <http://orcid.org/0000-0003-4001-2973>,

О.О.Стасюк — <http://orcid.org/0000-0002-2781-3293>, Х.С. Шляхетка — <https://orcid.org/0000-0001-9995-4901>

та, відповідно, спікання порошків. Це забезпечує досягнення відносної густини спеченого матеріалу до 98...99 % без прикладання тисків в процесі спікання. При цьому концентрація водню в металі знижується до безпечної, що унеможливує прояв водневої крихкості для спеченого матеріалу, сформованого із порошкових сумішей на основі гідриду. Використання порошку гідриду титану створює унікальні можливості для регулювання залишкової поруватості, розмірів зерна та вмісту домішок в спечених матеріалах, забезпечуючи формування оптимізованих структурних станів з суттєво вищими механічними характеристиками, ніж при використанні традиційних не наводнених титанових порошків.

Використовували порошок гідриду титану двох розмірних фракцій: відносно дрібний (<100 мкм) та, для порівняння, відносно крупний (100...200 мкм). Розміри лігатури 60 % Al–40 % V складала <63 мкм. Після змішування порошків у необхідних пропорціях отримані суміші пресували при тисках в діапазоні 150...650 МПа та спікали у вакуумній печі при температурах від 1000 до 1350 °С протягом 4 год. Під час високотемпературних витримок одночасно відбувалися процеси десорбції водню та спікання порошкових частинок. Дифузія легувальних елементів із частинок лігатури вела до формування їх однорідного розподілу по об'єму титанової матриці. Зміна вказаних параметрів (розміри порошкових частинок, тиск їх пресування та температура спікання) для виготовлення різних зразків забезпечувала отримання структурних станів, що відрізнялися залишковою поруватістю (відносною густиною), розмірами зерна і різним ступенем хімічної і мікроструктурної однорідності матриці Ti–Al–V.

Мікроструктуру спечених матеріалів досліджували методами оптичної і сканувальної електронної мікроскопії із аналізом локального хімічного складу, густину визначали гідростатичним способом. Для оцінки механічних характеристик проводили дослідження матеріалів на розтяг та визначали їх твердість за Віккерсом.

Корозійну поведінку спечених матеріалів із різними структурними станами досліджували гравіметричним та електрохімічним методами у 20%-ному водному розчині хлоридної кислоти.

Швидкість корозії спечених матеріалів визначали гравіметричним методом за зміною маси зразків після експозиції 504 h в агресивному середовищі (без перемішування, за вільного доступу повітря та за кімнатної температури). Потенціодинамічні корозійні дослідження здійснювали на потенціостаті IPC-Pro в діапазоні потенціалів 1,0...2,5 В зі швидкістю розгортки потенціалу 2 мВ/с. Вимірювали за триелектродною схемою: робочий електрод — титан, електрод порівняння — хлор срібний і допоміжний — платиновий. Використовували хімічно чисту кислоту та дистильовану воду.

Результати досліджень і їх обговорення. *Мікроструктурні особливості сплаву ВТ6.* Вплив технологічних параметрів виготовлення на мікроструктурні особливості сплаву ВТ6 наведено в табл. 1. Типові мікроструктури цих матеріалів показано на рис. 1. З представлених даних випливає, що використання температури 1050 °С для синтезу сплаву не забезпечує досягнення однорідного розподілу легувальних елементів в титановій матриці, і, відповідно, не досягається формування однорідної мікроструктури сплаву. При температурах від 1200 °С і вище отримані матеріали відповідають критерію однорідності мікроструктури, при цьому залишкова поруватість та розміри зерен, крім температури, визначаються тиском пресування порошкових сумішей та розмірами порошку.

Вища температура, менші розміри частинок та більший тиск пресування знижують поруватість і сприяють переходу від крупних пор розмірами 60...100 мкм неправильної витягнутої форми до сферичних пор відносно малого розміру (15...25 мкм) (рис. 1). Одночасно розміри зерна суттєво збільшуються, складаючи від 60...80 мкм при температурі спікання 1200 °С до 150...170 мкм при 1350 °С. Твердість матеріалів за Віккерсом є на рівні 320...340 HV без очевидного впливу частки залишкових пор на твердість.

Випробування на розтяг зразків сплаву ВТ6 показали, що при умові досягнення мікроструктурної однорідності, при зміні поруватості в межах 1...3 %, їх міцність змінюється незначно, складаючи 990...1005 МПа. Видовження при цьому суттєвіше знижується із збільшенням поруватості, від 11,5 % для мінімізованої поруватості до 8 % при

Таблиця 1. Технологічні параметри виготовлення сплаву ВТ6 та їх вплив на густину і формування однорідної структури

№ експерименту	Розмір порошку, мкм		Тиск пресування, МПа	Температура спікання, °С (тривалість 4 год)	Поруватість, %/густина, г/см ³	Мікроструктура
	TiH ₂	лігатури Al–V				
1	<100	<63	650	1200	1,1/4,38	Однорідна пластинчаста (α+β)
2	→→	→→	150	→→	3,0/4,30	
3	100...200	→→	650	→→	2,5/4,32	
4	<100	→→	→→	1350	1,0/4,39	
5	→→	→→	→→	1050	4,1/4,25	Неоднорідна

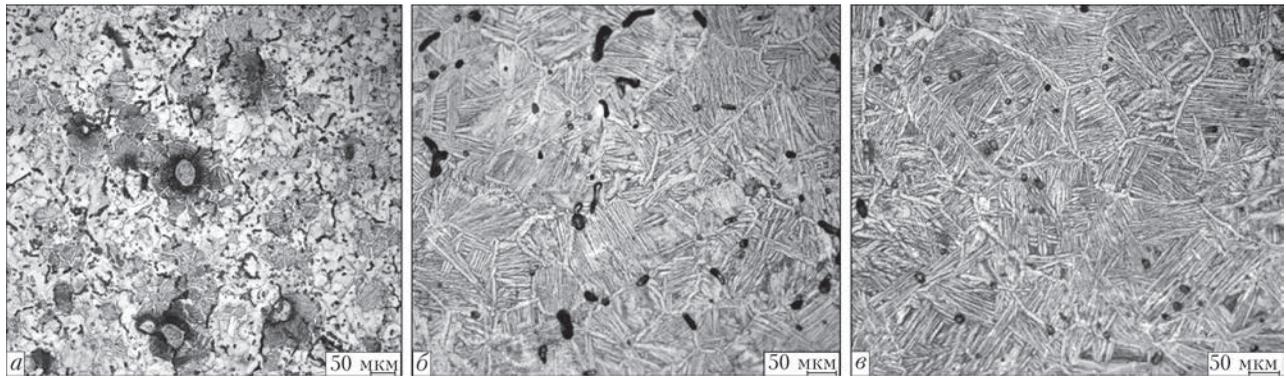


Рис. 1. Мікроструктура сплаву ВТ6, синтезованого згідно різних технологічних параметрів (табл. 1): *a* — експеримент № 5; *b* — № 3; *c* — № 1

3 % пор. Вказаний рівень міцності є дещо вищим, ніж регламентується для литого гарячедеформованого сплаву ВТ6 (не нижче 890 МПа), в той час як видовження — меншим, що пояснюється дещо підвищеним вмістом домішок (на рівні 0,25 %) в матеріалах, отриманих за порошковою технологією. Попередні результати свідчать, що за даним гідридним підходом можна отримати сплав ВТ6 із вмістом кисню 0,13...0,20 %, в цьому випадку видовження гарантовано перевищує 10 % [8].

Корозійна стійкість сплаву ВТ6. Корозійну стійкість сплаву ВТ6, отриманого за порошковими технологіями, досліджували гравіметричним та електрохімічним методами у 20%-ному водному розчині хлоридної кислоти.

Результати досліджень корозійної стійкості спеченого сплаву ВТ6 засвідчили загальну тенденцію до пришвидшення корозійних процесів зі збільшенням поруватості (зменшенням густини) матеріалу. Ваговий показник швидкості корозії $K_{\text{мас}}$ наведено в табл. 2.

Якщо розглядати зразки, котрі пресували за тиску 650 МПа та спікали за температур 1200 та 1350 °С, коли формується малопорувата однорідна структура з замкнутими порами, кількість яких не перевищує 2 %, то в результаті експозиції такого матеріалу у розчині хлоридної кислоти матеріал впродовж усього часу витримки розчиняється рівномірно. Це підтверджує дослідження макроструктури матеріалу після експозиції 144 год, однак зі збільшенням витримки у агресивному середовищі спостерігали деяку відмінність у характері корозійних пошкоджень. Матеріал, спечений за температури 1200 °С, має виражені пошкодження в центрі зразка, пори активно розтравлюються (рис. 2, *a, в*). У матеріалі, отриманому спіканням за температури 1350 °С, таких пошкоджень не виявлено, однак розтравлюються окремі фази (рис. 2, *б, г*). Таку відмінність можна пояснити дисперснішою мікроструктурою матеріалу, спеченого за 1200 °С, що може провокувати збільшення гальванопор та сприяти інтенсивнішому розтравленню поверхні.

Зниження температури спікання до 1050 °С призводить до формування неоднорідної структури з залишками нерозчинених частин лігатури. Кількість залишкових пор становить 4,2 %. Пори витягнутої неправильної геометричної форми. В результаті цього корозійна стійкість матеріалу відчутно знижується. Показник швидкості корозії за експозиції 432 год майже у 3...8 раз вищий, ніж для матеріалу, спеченого за вищих температур (табл. 2). В результаті хімічної та мікроструктурної неоднорідності корозійні руйнування є нерівномірними. Значні пошкодження матеріалу знаходяться в центрі зразка (рис. 3).

Результати гравіметричних досліджень засвідчили підвищення швидкості корозії і для зразків, виготовлених за низького тиску пресування та з порошкової суміші, в котрій частинки гідриду титану мали розміри 100...200 мкм (табл. 2). Хоча їх хімічна та мікроструктурна однорідність відповідала сплаву ВТ6, однак у структурі були виявлені пори витягнутої форми крупніших розмірів (50...100 проти 15...25 мкм). Поруватість таких зразків складала 2,5...3,0 %. Очевидно, що саме кількість та форма залишкових пор у цьому випадку відіграють вирішальну роль у погіршенні корозійної стійкості матеріалу.

Для зразків, синтезованих за низького тиску пресування та з крупнодисперсного порошку гідриду титану, характерним є нерівномірне розчинення поверхні, подібне до ямкової корозії, хоча такі корозійні пошкодження можуть бути і наслідком значного розтравлення пор. Можливо в структурі траплялись окремі відкриті порові кана-

Таблиця 2. Вплив поруватості на швидкість, струм та потенціал корозії спеченого сплаву ВТ6 у 20%-ному водному розчині хлоридної кислоти

Поруватість, %	$K_{\text{мас}}$, г/(м ² ·год)	$i_{\text{кор}}$, А/м ²	$E_{\text{кор}}$, В
4,1	3,576	0,471	-0,282
3,0	1,309	0,132	-0,184
2,5	0,994	0,059	-0,246
1,1	0,447	0,044	-0,264
1,0	0,436	0,019	-0,216

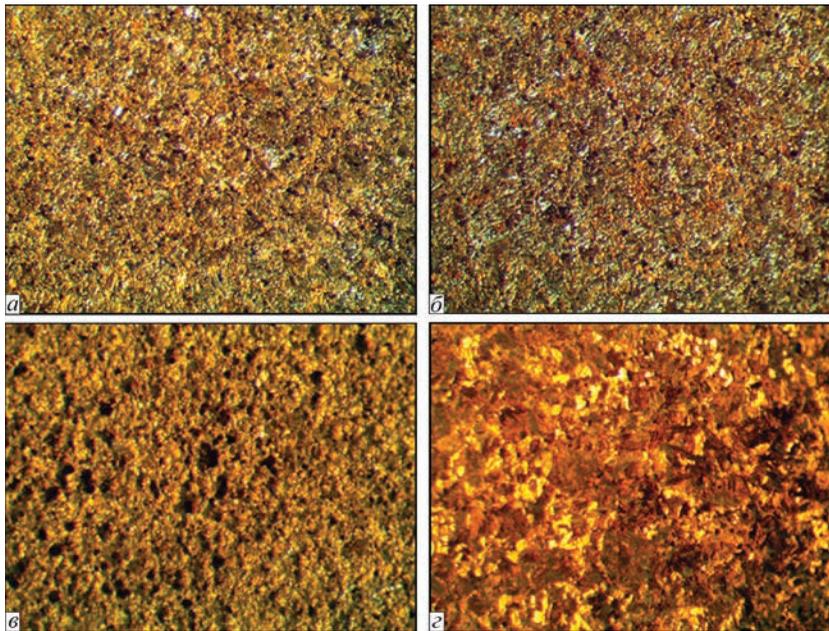


Рис. 2. Макроструктура зразків сплаву ВТ6 поруватістю 1,1 % (а, в) та 1,0 % (б, г): експозиція у кислоті 144 (а, б) та 538 год (в, г)

ли, котрі пришвидшили потрапляння агресивного середовища вглиб матеріалу, або ж відчутніше проявилось явище так званого зонального обособлення [9]: спечений матеріал ніби розбивається на зони, всередині яких поруватість менша. Не виключено, що розчинення матеріалу по таких зонах і є причиною глибоких пошкоджень (рис. 4).

Кінетику корозійного розчинення спеченого сплаву різної поруватості в 20%-ному водному розчині хлоридної кислоти представлено на рис. 5. Зразки сплаву з поруватістю 1,1 % монотонно розчиняються за базової експозиції у кислоті. Для зразків з поруватістю 3,0 % до 200 год експозиції у кислоті втрати маси вищі і монотонно зростають. З подовженням експозиції розчинення інтенсифікується. Збільшення поруватості до 4,1 % суттєво пришвидшує процес розчинення. При експозиції до 360 год втрати маси стрімко зростають і лише після цього спостерігається слабка тенденція до сповільнення розчинення.

Потенціодинамічні поляризаційні криві спеченого сплаву ВТ6 в розчині хлоридної кислоти типові для сплавів, схильних до пасивації (рис. 6).

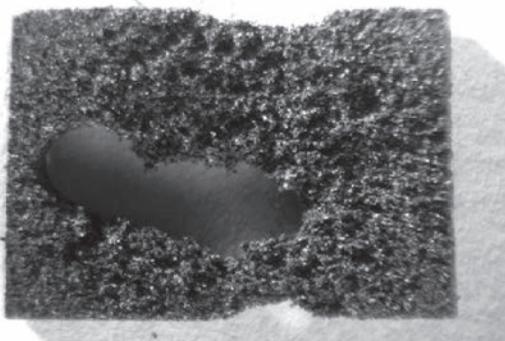


Рис. 3. Зразок сплаву ВТ6 із поруватістю 4,1 % після 144 год експозиції у 20%-ному водному розчині хлоридної кислоти

Характер анодних кривих свідчить про утворення стійких оксидних плівок.

Спостерігається кореляція між результатами, отриманими гравіметричним та електрохімічними дослідженнями. Значення густини струмів корозії (табл. 2) вказують на те, що зі збільшенням залишкової поруватості сплаву, а також за наявності хімічної і мікроструктурної неоднорідності матеріалу струми корозії підвищуються на порядок порівняно з однорідним, малопористим структурним станом (поруватість 2,5...1,0 %).

Висновки

1. Встановлено вплив технологічних параметрів (розміри порошкових частинок гідриду титану та легувальної лігатури, тиск їх пресування, температура спікання) на досягнення хімічної і мікроструктурної однорідності спеченого сплаву Ті-6Al-4V. Зміною технологічних параметрів порошкового процесу отримано зразки сплаву ВТ6

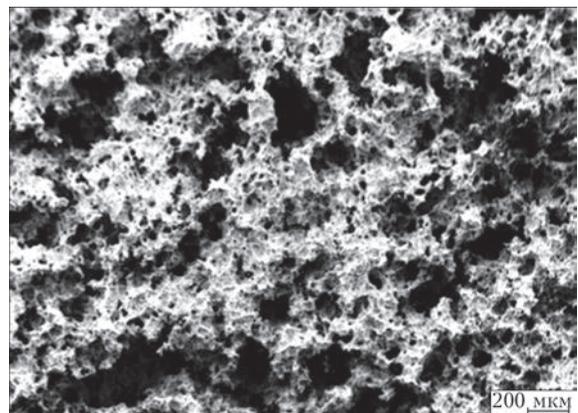


Рис. 4. Поверхня спеченого титанового сплаву ВТ6 з поруватістю 3,0 % після 504 год експозиції у 20%-ному водному розчині хлоридної кислоти

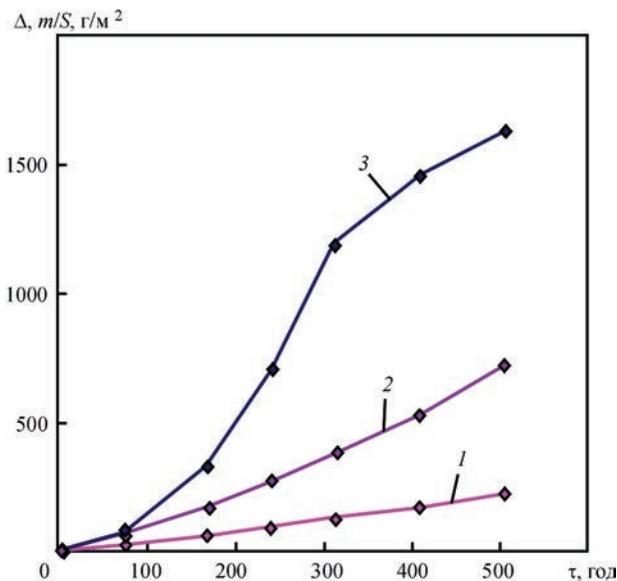


Рис. 5. Кінетика корозійного розчинення спеченого сплаву ВТ6 у 20%-ному водному розчині хлоридної кислоти з залишковою поруватістю, %: 1 — 1,1; 2 — 3,0; 3 — 4,1

з різними мікроструктурними станами і поруватістю в межах 1...4 %. Показано, що саме залишкова поруватість є ключовим структурним фактором, який визначає корозійну стійкість матеріалу.

2. Дослідження корозійної стійкості спечених матеріалів в 20%-ному водному розчині хлоридної кислоти показали, що зниження об'ємної частки пор до 1...2 %, їх сфероїдизація та мінімізація розмірів значно підвищують опір корозії, забезпечуючи досягнення високих корозійних характеристик, достатніх для практичного використання в агресивних умовах хімічного виробництва.

3. Дослідно-промислові випробування на ТОВ «Запорізький титано-магнієвий комбінат» підтвердили перспективу порошкового підходу для отримання титанових сплавів та рекомендували його до впровадження на промислових підприємствах для виготовлення титанових деталей трубопроводів, запірної арматури тощо.

EFFECT OF MICROSTRUCTURAL FEATURES ON CORROSION RESISTANCE OF TITANIUM ALLOYS PRODUCED BY POWDER TECHNOLOGIES

I.M. Pogrelyuk¹, D.G. Savvakina², O.O. Stasyuk², Kh.S. Shlyakhetka¹

¹G.V. Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine.

5 Naukova Str., 79060, Lviv, Ukraine. E-mail: pminasu@ipm.lviv.ua

²G.V. Kurdyumov Institute of Metal Physics.

36 Vernadskii Prosp. 03680, Kyiv, Ukraine. E-mail: metall@imp.kiev.ua

Corrosion resistance of sintered titanium alloy Ti-6Al-4V in different structural states was investigated by gravimetric and electrochemical methods in 20 % aqueous solution of hydrochloric acid. By changing the technological parameters in the process of manufacturing the sintered alloy, it was possible to control its porosity in the range of 1...4 %. A general tendency of slowing down of the corrosion processes with decrease in porosity was established. It is shown that reducing the volume fraction of pores to 1...2 %, as well as spheroidizing them and reducing their size increase the corrosion resistance. Ref. 9, Tabl. 2, Fig. 6.

Key words: titanium alloy Ti-6Al-4V; powder metallurgy; powder; titanium hydride; hydrochloric acid; corrosion resistance

Надійшла до редакції 13.07.2020

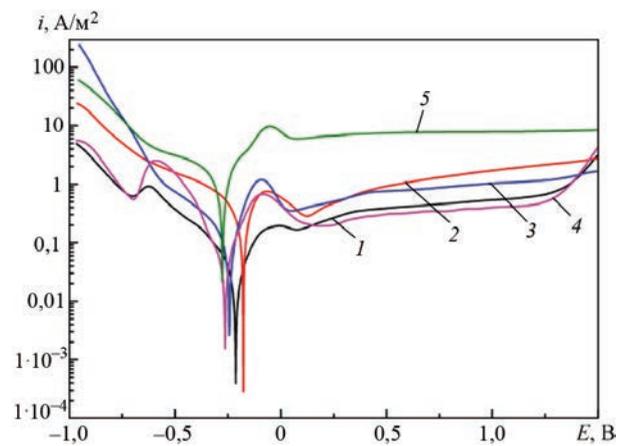


Рис. 6. Потенціодинамічні криві спеченого сплаву ВТ6 різної поруватості у 20%-ному водному розчині хлоридної кислоти з поруватістю, %: 1 — 1,1; 2 — 3,0; 3 — 2,5; 4 — 1,0; 5 — 4,1

Список літератури/References

- Lutjering, G., Williams, J.C. (2007) *Titanium*. Berlin Heidelberg, Springer, 2nd Ed.
- Niinomi, M., Nakai, M., Hieda, J. (2012) Development of new metallic alloys for biomedical applications. *Acta Biomaterialia*, **8**, 3888–3903.
- Fang, Z.Z., Paramore, J.D., Sun, P. et al. (2018) Powder metallurgy of titanium — past, present and future. *Intern. Mater. Rev.*, **63**(7), 407–459.
- Ma Qian, Froes, F.H. (2015) *Titanium powder metallurgy: Science, technology and applications*. Elsevier.
- Froes, F.H., Eylon, D. (1990) Powder metallurgy of titanium alloys. *Intern. Mater. Rev.*, **35**(3), 162–182.
- Ivasishin, O.M., Savvakina, D.G., Gumenyak, N.M. (2011) Dehydrogenation of powder titanium hydride and its role in sintering activation. *Metallofizika i Novejshie Tekhnologii*, **33**(7), 899–917 [in Russian].
- Ivasishin, O.M., Savvakina, D.G., Gumenyak, M.M., Bondarchuk, A.B. (2012) Role of surface contamination in titanium PM. *Key Engineering Materials*, **520**, 121–132.
- Ivasishin, O.M., Savvakina, D.G. (2010) The impact of diffusion on synthesis of high-strength titanium alloys from elemental powder blends. *Ibid.*, **436**, 113–121.
- Balshin, M.Yu. (1972) *Scientific fundamentals of powder metallurgy and fiber metallurgy*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИЙ СИНТЕЗ НАНОЧАСТИНОК ОКСИДУ ЗАЛІЗА ТА ЇХ БІОЛОГІЧНА АКТИВНІСТЬ

С.Є. Литвин¹, Ю.А. Курапов¹, О.М. Важнича², Я.А. Стельмах¹,
С.М. Романенко¹, О.І. Оранська³

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150. м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Українська медична стоматологічна академія.

36011, м. Полтава, вул. Шевченка, 23. E-mail: vazhnichaya@ukr.net

³Інститут хімії поверхні ім. О.О. Чуйка НАН України.

03164, м. Київ, вул. Генерала Наумова, 17. E-mail: el.oranska@gmail.com

Наведено результати дослідження структури пористих конденсатів композиції Fe–NaCl, хімічного, фазового складів і розміру наночастинок, отриманих фізичним синтезом з парової фази з використанням методу EB PVD. При швидкому вилученні з вакууму наночастинок заліза окислюються на повітрі до магнетиту. У початковому стані вони мають велику сорбційну здатність по відношенню до кисню і вологи, тому при подальшому нагріванні на повітрі відбувається зниження маси пористого конденсату аж до температури 650 °C за рахунок десорбції фізично сорбованої вологи. Фізично адсорбований кисень приймає участь в доокисленні Fe₃O₄ до Fe₂O₃. Збільшення температури конденсації супроводжується зростанням розміру наночастинок, в результаті чого значно скорочується їх сумарна площа поверхні та сорбційна здатність. Навіть без стабілізації такі наночастинок, досліджувані у вигляді водного колоїду, виготовленого ex tempore, мають в експерименті на тваринах характерну протианемічну дію, що може бути використано у медицині. Бібліогр. 41, табл. 2, рис. 5.

Ключові слова: EB PVD; наночастинок оксиду заліза; сорбція; фазовий склад; колоїдні системи; антианемічний ефект

Найбільш вивченими є наночастинок оксидів заліза — магнетиту (Fe₃O₄) та маггеміту (γ-Fe₂O₃), які знаходять застосування в електроніці та медицині [1–3]. Найбільшу кількість робіт присвячено дослідженням наночастинок магнетиту розміром до 20 нм, які при кімнатній температурі знаходяться в суперпарамагнітному стані [4, 5]. Вони характеризуються практично нульовою залишковою намагніченістю, що особливо важливо для медико-біологічних застосувань, наприклад, при транспортуванні лікарських препаратів по кровеносним судинам малого діаметру, в яких вкрай небажана агрегація частинок [6].

Багатофункціональні наночастинок Fe₃C₂ завдяки своїй унікальній структурі ядро/оболонка з магнітним осердям і вуглецевою оболонкою володіють високими функціональними властивостями, що може бути використано в магнітно-резонансній томографії та фото-термічній терапії [7]. В роботі [8] синтезовані монодисперсні Au–Fe₂C наночастинок Януса, які є багатофункціональними агентами для протиракової терапії, показали значний фото-термічний ефект з 30 % розрахованою ефективністю фото-термічної трансдукції у 808 нм лазерному опромінюванні in vitro.

Безліч робіт за останні роки присвячено вивченню суперпарамагнітних наночастинок оксиду

заліза (superparamagnetic iron oxide nanoparticle) (SPION) з розмірами кластера близько 80 нм [9, 10]. Автори досліджували магнітні властивості такого кластеру з наночастинок маггеміту розміром 10 нм в аморфній оболонці діоксиду кремнію товщиною 15 нм. Виявилось, що поряд з суперпарамагнітними властивостями такий кластер має високий магнітний момент, що особливо важливо при управлінні за допомогою зовнішнього магнітного поля. Дуже цікавим також є магнітний N-збагачений Fe₃C (графітовий вуглець), що застосовується замість Pt електричних каталізаторів в реакції відновлення кисню. Він володіє більш високими селективними експлуатаційними властивостями, ніж комерційні каталізатори Pt/C в 0,1%-ному розчині КОН [11].

Багато робіт присвячено розробці нових методів отримання та стабілізації наночастинок металів. Лідирують хімічні методи синтезу частинок, серед яких найбільш поширений рідинно-фазний метод хімічної конденсації, запропонований Елмором [12]. У цьому методі зародження і зростання частинок здійснюють в об'ємі, що контактує з рідкою фазою поверхонь різної природи, форм і розмірів [13–15]. Заслуговує на увагу синтез методом золь-гель горіння для отримання SPION [16, 17]. Він дозволив отримати наночастинок гематиту з високою намагніченістю і магнітним моментом.

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

У роботах [18, 19] були зроблені перші згадки про отримання магнітних наночастинок фізичним методом (методом молекулярних пучків). Він базується на фізичних процесах випаровування або розпилення речовин з подальшим осадженням парової фази у вакуумі, атмосфері інертних або активних газів. У цьому випадку для випаровування і розпилення застосовують, відповідно, радіаційні, електронно-променеві, лазерні та іонно-плазмові джерела нагріву. Методи отримання магнітних наночастинок і області їх практичного застосування викладені у відповідних оглядах, наприклад [20, 21].

Метод електронно-променевого випаровування різних речовин у вакуумі з наступною конденсацією парових потоків, який знайшов широке застосування при осадженні функціональних і конструкційних покриттів з мікро- і нанорозмірною структурою, використовується також для синтезу наночастинок металів [22–26]. Цей метод, крім великої продуктивності, заслуговує на увагу своєю універсальністю в підборі різних неорганічних і органічних матриць для консервування наночастинок металів і їх оксидів. Вибір NaCl в якості матриці був обґрунтований тим, що цей матеріал при конденсації в області температур $T < 0,3 T_{\text{пл}}$ ($T_{\text{пл}}$ — температура плавлення) характеризується відкритою пористою структурою [27]. Конденсуючись у вакуумі у відкритих порах цієї матриці наночастинки заліза вільно окислюються до магнетиту в повітряному середовищі. Більш того, NaCl широко застосовується в медицині в якості інгредієнтів багатьох лікарських препаратів завдяки його біологічній сумісності з живими тканинами і відмінною розчинністю у воді.

Як зазначалося, одним з основних напрямків практичного застосування наночастинок магнетиту є біологія і медицина [28, 29]. Це обумовлено магнітними властивостями і наявністю в їх складі заліза. Тому такі наночастинки мають протианемічну дію за рахунок поповнення загального пулу заліза в організмі і здатність впливати на час релаксації оточуючих протонів, що покращує візуалізацію певних структур при магнітно-резонансній томографії, гіпертермічну дію, а також транспортну, що полягає в доставці лікувального агента до кліток-мішеней шляхом активного таргетингу [30–33].

Використання наночастинок магнетиту в медицині вимагає їх стабілізації в рідкому середовищі, що породжує певні проблеми у зв'язку з тим, що стабілізуючі речовини здатні модулювати фармакокінетику покритих наночастинок оксиду заліза і їх взаємодію з клітинами [34–36]. З цієї точки зору наночастинки магнетиту, осаджені в пористу,

легко розчинну і біологічно сумісну матрицю, становлять значний практичний інтерес.

Метою проведення даних досліджень є синтез суперпарамагнітних наночастинок оксиду заліза при одночасному випаровуванні заліза і хлориду натрію та дослідження впливу концентрації заліза і температури конденсації на сорбційні властивості, розмірність і фазовий склад наночастинок, а також вивчення біологічної активності таких частинок при анемії.

Техніка експерименту. Синтез наночастинок здійснювали методом конденсації змішаних молекулярних потоків заліза і солі у вакуумній електронно-променевої установці [37]. У тигель діаметром 50 мм, який охолоджувався водою, вміщували зливки Fe, а в подібний поруч розташований тигель — пресований штапик NaCl. У камері створювали вакуум $(1,3 \dots 2,6) \cdot 10^{-2}$ Па (рис. 1). Поверхні зливки і штапика нагрівали електронно-променевими гарматами до розплавлення. В результаті був сформований змішаний паровий потік Fe і NaCl, який конденсувався на підкладку, де підтримували температуру $40 \dots 50$ °С. Після напуску повітря і повної розгерметизації камери конденсат знімали з підкладки і наночастинки досліджували як у сухому конденсаті, так і в колоїдному розчині.

Мікроструктуру і вміст елементів у конденсаті досліджували за допомогою електронних мікроскопів (СЕМ) VEGA 3 (фірми «Tescan», Чехія) і CamScan (Кембридж, Великобританія) з рентгєнівською приставкою INCA-200 Energy (Оксфорд Inca Energy 200 EDS, Великобританія). Дослідження морфології і фазового складу частинок проводили методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на мікроскопі HITACHI H-800 (Хітачі, Японія) при прискорювальній напрузі $100 \dots 150$ кВ. Рентгєнофазовий аналіз (РФА) вивчали на дифрактометрі ДРОН-УМ1 з кобальтовим (CoK α) випромінюванням і графітовим монохроматором у відбитому пучку в діапазоні кутів $10 \dots 85^\circ$. Середній розмір кристалітів оцінювали за рівнянням Шеррера. На-

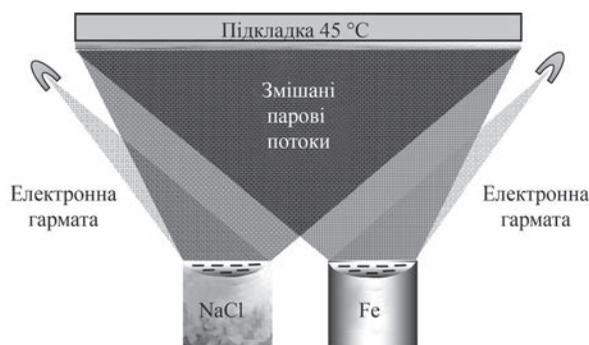


Рис. 1. Схема електронно-променевого випаровування і конденсації у вакуумі з двох незалежних джерел на нерухому мідну підкладку, що охолоджується водою, при синтезі наночастинок Fe (Fe_3O_4) в пористій матриці NaCl

Таблиця 1. Хімічний склад поперечного відколу пористого конденсату 29 мас. % Fe–NaCl, отриманого при температурі підкладки 40 °С, мас. % (див. рис. 2)

Спектр	Fe	O	Na	Cl
1	25,4	22,9	27,1	24,6
2	32,0	20,2	27,3	20,5
3	28,5	22,1	26,3	23,1

півкількісний фазовий аналіз був виконаний з використанням програми Match.

Розмір наночастинок у колоїдній системі визначали методом динамічного розсіювання світла (ДРС) [38, 39] на лазерному кореляційному спектрометрі «Zeta Sizer-3000» фірми «Malvern», Великобританія. Конденсат з наночастинками магнетиту розчиняли у двічі дистильованій деіонізованій воді у співвідношенні 1 мг/1 мл і вивчали на предмет стабільності і гідродинамічного розміру часток методом ДРС, як описано вище.

Досліди з вивчення біологічної активності наночастинок були проведені на 28-ми білих щурах-самцях. Гостру анемію у тварин моделювали шляхом вилучення 25 % об'єму циркулюючої крові, що є стандартною моделлю експеримен-

тальної патології і не викликало заперечень комісії з питань біоетики Української медичної стоматологічної академії, де проводили цей експеримент. Для корекції анемії, викликаній крововтратою, використовували наночастинки магнетит–NaCl у вигляді порошкоподібної субстанції. Цей порошок диспергували у воді безпосередньо перед застосуванням і вводили щурам ін'єкційно в дозі 25 мг/кг маси тіла (6,75 мг Fe/кг) відразу після втрати крові. Надалі через 3 і 72 год у тварин одержували зразки крові і вивчали їх за допомогою гематологічного аналізатора MicroCC-20Plus Vet (High Technology Inc., США) [40] з наступною статистичною обробкою результатів за комп'ютерними програмами Statistica for Windows 8.0.

Результати досліджень та їх обговорення. Дослідження макроструктури і вмісту елементів на поперечному відколі пористого конденсату Fe–NaCl показали наявність великої кількості кисню, що адсорбується наночастинками з повітря після розгерметизації вакуумної камери (рис. 2, табл. 1).

Рентгенофазовий аналіз (рис. 3, а) показав, що наночастинки заліза в матриці солі знаходяться в законсервованому становищі у вигляді Fe₃O₄. Перед розчиненням у воді і приготуванням колоїдних розчинів конденсат розмелювали в порошок до мікронних розмірів. Під час вилучення частинок з матриці при розчиненні солі у воді відбувається утворення оксиду–гідроксиду FeOOH (рис. 3, б, табл. 2).

Трансмісійна електронна мікроскопія тонких відколів вихідного конденсату виявила присутність нанорозмірної субстанції з переважним фазовим складом відповідним магнетиту (Fe₃O₄). Отже, при винесенні конденсату з вакуумної камери на повітря кисень і волога повітря вільно проникають і активно взаємодіють з розвиненою відкритою поверхнею наночастинок заліза, вкраплених в мікро- і нанорозмірні пори пористої структури сольової матриці [27]. При швидкому діставанні конденсату з вакуумної камери утворюється оксид заліза з великим виділенням тепла, що підтверджується розігрівом викладеного на папір відокремленого від підкладки конденсату.

Крім цього наночастинки оксиду заліза можуть додатково адсорбувати на своїй поверхні фізично зв'язаний кисень і вологу [22]. З урахуванням, що висока адсорбційна здатність до кисню властива більшою мірою наночастинкам менших розмірів, то це може належним чином позначитися при дослідженні вмісту кисню в конденсаті з різною кількістю заліза. Дійсно, величина відношення атомарного відсотка кисню до атомарного відсотку заліза залежить від кількості заліза, знижується зі збільшенням його вмісту в конденсаті і пе-

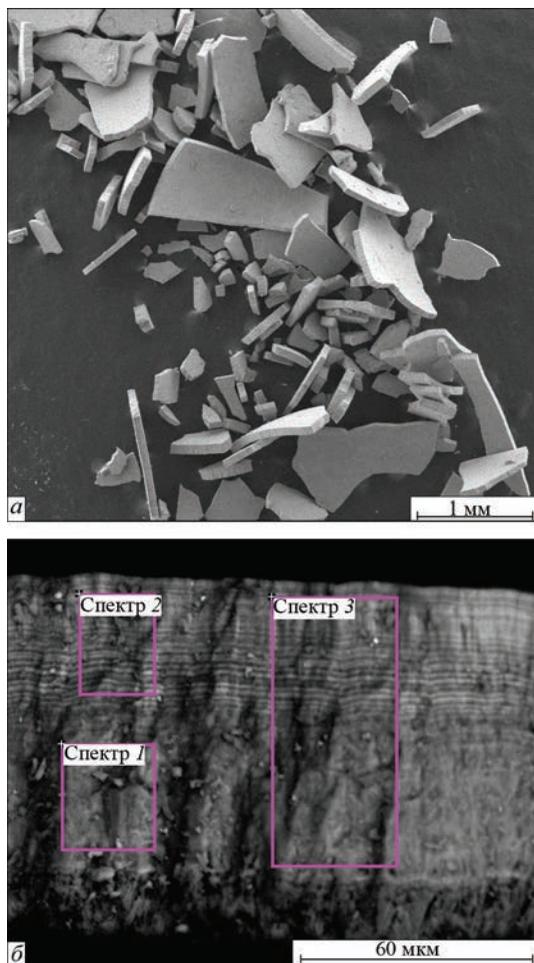


Рис. 2. Вигляд у просторі (а) та мікроструктура поперечного зламу (б) вихідного конденсату 29 мас. % Fe–NaCl, отриманого методом EB PVD при температурі підкладки 45 °С (див. табл. 1)

Таблиця 2. Фазові характеристики вихідного конденсату 29 мас. % Fe–NaCl

Конденсат	Фазовий вміст	Середній розмір кристалітів, нм	Вміст фази, мас. %
Вихідний	NaCl Fe ₃ O ₄	20 ~5	95 5
Після відмивання від NaCl	Fe ₃ O ₄	10	84
	γ-Fe ₃ O ₄	8	9
	α-FeOOH	8	7

ревищує це значення для стехіометричного складу Fe₃O₄ рівного 1,33 (рис. 4, крива 1). І тільки при вмісті заліза в конденсаті близько 30 ат. %, коли ймовірність зіткнення наночастинок в змішаному паровому потоці і при конденсації на підкладку велика, що призводить до деякого збільшення розміру наночастинок, це співвідношення наближається до стехіометричного (рис. 4, крива 1).

Це ще раз вказує на високу адсорбційну здатність наночастинок малих розмірів [13]. Однією з головних причин зміни фізичних і хімічних властивостей малих частинок в міру зменшення їх розмірів є зростання відносної частки поверхневих атомів, що знаходяться в інших умовах (координаційне число, симетрія локального оточення і т. п.), ніж атоми всередині об'ємної фази. Зменшення розмірів частинки призводить до зростання ролі поверхневої енергії.

Проте більшою мірою на розмір наночастинок впливає температура конденсації. Її вплив вивчали на конденсатах, отриманих при температурах підкладки 45, 120, 290 і 400 °С. Подальше розчинення конденсату у воді і багаторазове відмивання від солі дозволили провести дослідження методом просвітної електронної мікроскопії суспензії частинок. Спостереження висушених на вуглецевій сітці крапель суспензії наночастинок у воді показують, що наночастинок у водному розчині агрегують у великі кластери (грона), де вони скріплені досить слабкими зв'язками (рис. 5, в, д, ж). Однак це не заважає спостерігати їх округлу форму і приблизно оцінити розмір, який може бути трохи більшим через екранування наночастинок у гронах. У конденсатах, сформованих при температурі підкладки 45 °С, наночастинок мають середній розмір в межах 8...15 нм (рис. 5, а) і полікристалічну структуру Fe₃O₄ (рис. 5, б). Наночастинок, які були отримані при температурі підкладки 120 °С мають середній розмір у межах 12...20 нм (рис. 5, в). Електроннограмми також указують на полікристалічну структуру Fe₃O₄, але кільця суцільні і більш явно виражені, що вказує на більш чітку структуру (рис. 5, г). Електроннограмми

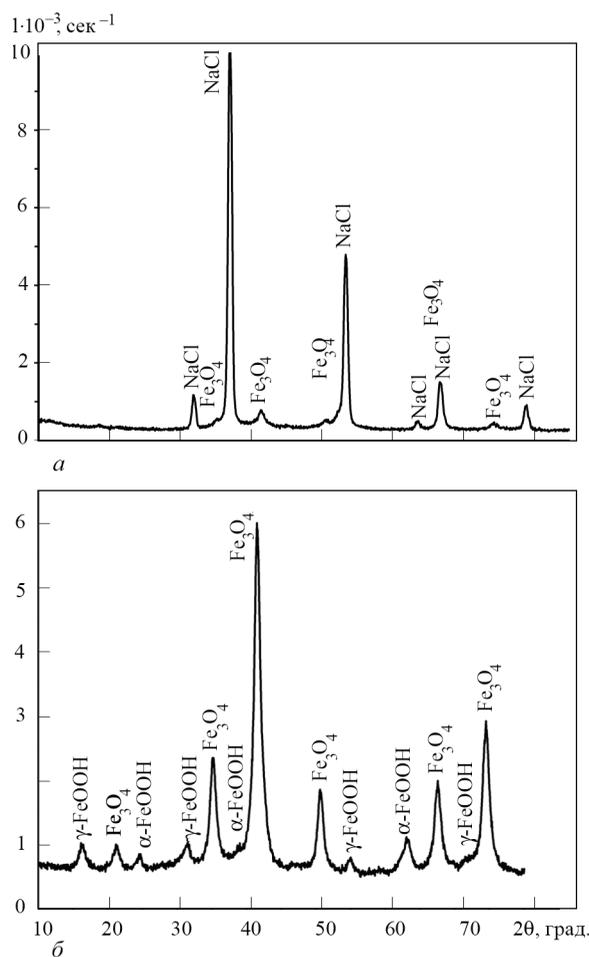


Рис. 3. Дифрактограми зразків конденсату 29 мас. % Fe–NaCl вихідного (а) і після відмивання від NaCl (б)

наночастинок, отриманих при більш високій температурі підкладки (290 °С), не мають вигляду суцільних кілець і складаються з окремих рефлексів Fe₃O₄, що пов'язано з наявністю більших частинок Fe₃O₄ (рис. 5, е). Середній розмір частинок знаходиться в межах 25...40 нм (рис. 5, д). Наночастинок, отримані при температурі підкладки 400 °С, також дають полікристалічну структуру Fe₃O₄ (рис. 5, з) з ще більшими частинками в межах 40...55 нм (рис. 5, ж).

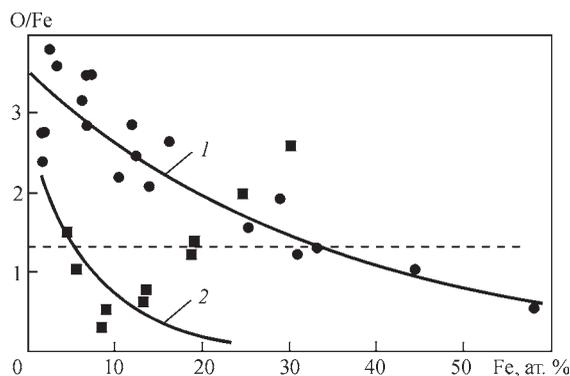


Рис. 4. Відношення O/Fe в конденсатах Fe–NaCl, отриманих при 45 °С (1) і 400 °С (2), в залежності від вмісту Fe. Пунктиром показано відношення O/Fe для Fe₃O₄

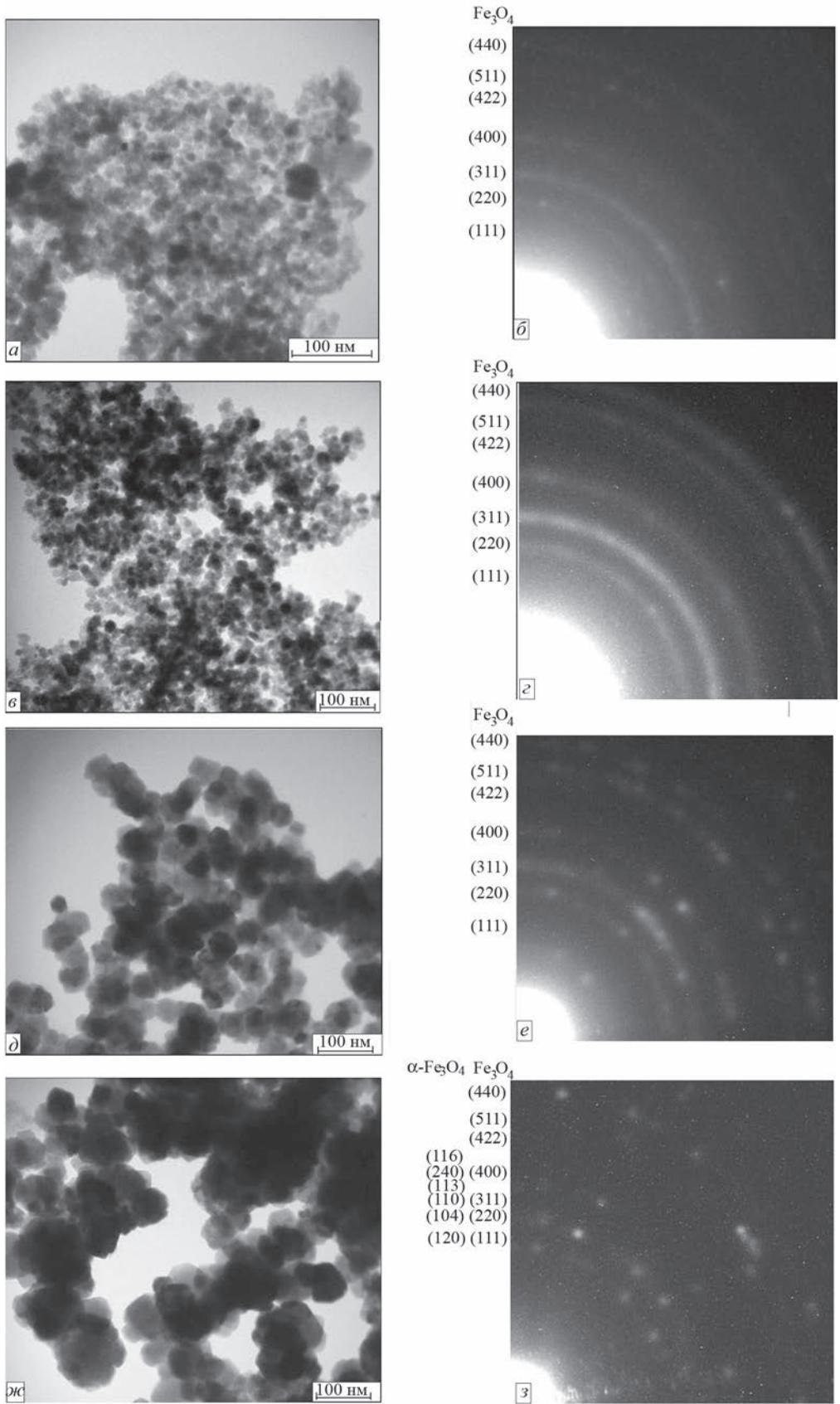


Рис. 5. Мікроструктура (*a*, *б*, *д*, *ж*) і електронограма (*б*, *з*, *е*, *з*) відмитих від солі вихідних конденсатів 29 мас. % Fe–NaCl, отриманих при різних температурах підкладки, °C: 45 (*a*, *б*), 120 (*б*, *з*), 290 (*д*, *е*) і 400 (*ж*, *з*). Зліва від електронограми наведені індекси Міллера

Зі збільшенням температури підкладки розмір наночастинок зростає, в результаті чого значно скорочується їх сумарна площа поверхні, що і призводить до зниження відношення атомарного відсотка кисню до атомарного відсотку заліза в залежності від його кількості (рис. 4, крива 2).

Отриманий конденсат з наночастинами Fe_3O_4 розчиняли у воді. Зразок містив 1 мг конденсату наночастинок в 1 мл двічі дистильованої води, був прозорий, мав бурий колір, через 3...5 хв після струшування утворював осад темно-коричневого кольору. При дослідженні методом ДРС розподілу часток за розмірами в полімодальному наближенні в зразку виявили дві фракції. Перша була утворена частинками розмірами 13...120 нм з максимумом 23 нм. Їх кількість склала 99,9 %, а масова частка дорівнювала 46 %. Друга фракція містила частинки розміром від 210 до 3300 нм з максимумом 209 нм [27]. При цьому кількість таких частинок становила 0,1 %, а масова частка — 54 %. Отже, водна дисперсія наночастинок магнетиту після приготування містила нанорозмірні частинки в переважній кількості і могла бути введена лабораторним тваринам як нанорідина.

При моделюванні гострої анемії у тварин загальна кількість еритроцитів знижувалася в 1,2 рази в порівнянні з контролем. Загальний гемоглобін також зменшувався в 1,7 рази, а гематокрит знижувався в 1,3 рази. Застосування наночастинок магнетиту підвищувало загальну кількість еритроцитів на 9 % у порівнянні з самою патологією. Загальний гемоглобін також зростав на 25 %, а гематокрит — на 13 % порівняно з такими у тварин без введення наночастинок.

Про регенераторну активність кісткового мозку судили за кількістю ретикулоцитів у крові. До початку експерименту вміст ретикулоцитів становив $62,3 \pm 5,9$ %. Через 3 год після крововтрати цей показник зменшувався, а через 72 год зростав в 1,7 рази в порівнянні з контролем, що є закономірним для компенсації анемії внаслідок крововтрати. Після введення наночастинок магнетиту через 3 год вміст ретикулоцитів був у 1,9 рази більше за такий у групі з патологією і лишився вищим протягом наступних 72 год, що вказувало на посилення утворення молодих форм еритроцитів в організмі.

Наявність протективного ефекту вже через 3 год після введення водної дисперсії наночастинок магнетиту з NaCl може свідчити про те, що ці наночастинки швидко розподіляються в організмі, захоплюються клітинами макрофагами і включаються в кровотворення. Це не суперечить відомим даним про фармакокінетику наночастинок магнетиту ін-

шого походження [34]. Вияви протианемічної дії наночастинок магнетиту, які простежуються і через 72 год, підтверджують, що вони забезпечують відновлення ключових параметрів «червоної» крові за рахунок посилення регенераторної реакції кісткового мозку, де прискорюється розвиток еритроцитів. Отже, є підстави вважати, що навіть без стабілізації магнітні наночастинки, осаджені в пористій матриці NaCl і використані у формі водної дисперсії, мають характерний антианемічний ефект, що детальніше описано у матеріалах IX Міжнародної конференції «Променеві технології в зварюванні та обробці матеріалів» (2019 р.) [41].

Висновки

1. Здійснено фізичний синтез наночастинок заліза з парової фази з використанням методу ЕВ PVD. При швидкому вилученні з вакууму наночастинки заліза окислюються на повітрі до магнетиту. У початковому стані вони мають визначну сорбційну здатність по відношенню до кисню і вологи. При подальшому нагріванні на повітрі відбувається зниження маси пористого конденсату аж до температури $650\text{ }^\circ\text{C}$ за рахунок десорбції фізично сорбованої вологи. Фізично адсорбований кисень бере участь у доокисленні Fe_3O_4 до Fe_2O_3 в діапазоні $380\text{...}650\text{ }^\circ\text{C}$.

2. Збільшення температури конденсації супроводжується зростанням розміру наночастинок, в результаті чого значно знижується сумарна площа їх поверхні і сорбційна здатність.

3. Наночастинки магнетиту, осаджені в кристали хлориду натрію шляхом електронно-променевої технології у вакуумі, дисперговані у воді і використані для лікування експериментальної гострої анемії (6,75 мг $\text{Fe}/\text{кг}$), виконували захисну дію на загальну кількість еритроцитів, гематокрит і загальний гемоглобін та активували регенераторну реакцію кісткового мозку. Це означає, що такі наночастинки мають характерну протианемічну дію, яка може бути використана в медицині.

Робота виконана за рахунок коштів бюджетної програми «Підтримка розвитку пріоритетних напрямів наукових досліджень» (КПКВК 65)

Список літератури/References

1. Willard, M.A., Kurihara, L.K., Carpenter, E.E. et al. (2004) Chemically prepared magnetic nanoparticles. *Int. Materials Reviews*, **9**, 125–170. doi.org/10.1179/095066004225021882.
2. Cabuil, V. Magnetic nanoparticles (2008) *Dekker encyclopedia of nanoscience and nanotechnology*, V. 3, CRC Press, Taylor and Francis Group, Boca Raton, FL; 1985–2000. <https://www.amazon.com/Dekker-Encyclopedia-Nanoscience-Nanotechnology-3/dp/0824750497>

3. Revia, R.A., Zhang, M. (2016) Magnetite nanoparticles for cancer diagnosis, treatment, and treatment monitoring: recent advances. *Materials Today*, 19(3), 157–168. <https://dx.doi.org/10.1016%2Fj.mattod.2015.08.022>
4. Nikolaev, V.I., Shipilin, A.M., Zakharova, I.N. (2001) On estimating nanoparticle size with the help of the Mössbauer effect. *Physics of the Solid State*, 43, 1515–1517. doi.org/10.1134/1.1395093
5. Thach, C.V., Hai, N.H., Chau, N. (2008) Size controlled magnetite nanoparticles and their drug loading ability. *J. of the Korean Phys. Soc.*, 52, 1332–1335. doi.org/10.3938/jkps.52.1332
6. Shpak, A.P., Gorbyk, P.P. (2009) *Nanomaterials and supra-molecular structures: Physics, chemistry, and applications*, Dordrecht, London New York, Springer. <http://www.springer.com/gp/book/9789048123087>
7. Yu, J., Yang, C., Li, J. et al. (2014) Multifunctional Fe₃C₂ nanoparticles: a targeted theranostic platform for magnetic resonance imaging and photoacoustic tomography-guided photothermal therapy. *Advanced Materials*, 26(24), 4114–4120. doi.org/10.1002/adma.201305811
8. Ju, Y., Zhang, H., Yu, J. et al. (2017) Monodisperse Au–Fe₂C Janus nanoparticles: An attractive multifunctional material for triple-modal imaging-guided tumor photothermal therapy. *ACS Nano*, 11(9), 9239–9248. doi.org/10.1021/acsnano.7b04461
9. Kopanja, L., Kralj, S., Zunic, D. et al. (2016) Core–shell superparamagnetic iron oxide nanoparticle (SPION) clusters: TEM micrograph analysis, particle design and shape analysis. *Ceramics Int.*, 42, 10976–10984. doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.03.235
10. Tadić, M., Kralj, S., Jagodic, M. et al. (2014) Magnetic properties of novel superparamagnetic iron oxide nanoclusters and their peculiarity under annealing treatment. *Applied Surface Sci.*, 322, 255–264. doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.09.181
11. Wang, X., Zhang, P., Wang, W. et al. (2016) Magnetic N-enriched Fe₃C/graphitic carbon instead of Pt as an electrocatalyst for the oxygen reduction reaction. *Chem. Eur. J.*, 22, 4863–4869. doi.org/10.1002/chem.201505138
12. Elmore, W.C. (1938) Ferromagnetic colloid for studying magnetic structures. *Phys. Rev.*, 5, 309–310. doi.org/10.1103/PhysRev.54.309
13. Klabunde, K., Sergeev, G.B. (2013) *Nanochemistry*. Elsevier, 2nd ed. <https://www.elsevier.com/books/nanochemistry/klabunde/978-0-444-59397-9>
14. Cushing, B.L., Kolesnichenko, V.L., O'Connor, C.J. (2004) Recent advances in the liquid-phase syntheses of inorganic nanoparticles. *Chem. Rev.*, 104, 3893–3946. doi.org/10.1021/cr030027b
15. Burda, C., Chen, X., Narayanan, R., El-Sayed, M.A. (2005) Chemistry and properties of nanocrystals of different shapes. *Ibid.*, 105(4), 1025–1102. doi.org/10.1021/cr030063a
16. Kopanja, L., Milošević, I., Panjan, M. et al. (2016) Sol–gel combustion synthesis, particle shape analysis and magnetic properties of hematite (α -Fe₂O₃) nanoparticles embedded in an amorphous silica matrix. *Applied Surface Sci.*, 362, 380–386. doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.11.238
17. Tadić, M., Kusigerski, V., Marković, D. et al. (2012) Highly crystalline superparamagnetic iron oxide nanoparticles (SPION) in a silica matrix. *J. of Alloys and Compounds*, 525, 28–33. doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.02.056
18. Billas, I.M.L., Chatelain, A., de Heer, W.A. (1997) Magnetism of Fe, Co and Ni clusters in molecular beams. *J. Magn. Magn. Mater.*, 168(1–2), 64–84. [doi.org/10.1016/S0304-8853\(96\)00694-4](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(96)00694-4)
19. Billas, I.M.L., Chatelain, A., de Heer, W.A. (1996) Magnetism in transition-metal clusters from the atom to the bulk. *Surface Review and Letters*, 3(1), 429–434. doi.org/10.1142/S0218625X96000772
20. Gubin, S.P., Koksharov, Yu.A., Khomutov, G.B., Yurkov, G.Yu. (2005) Magnetic nanoparticles: Preparation, structure and properties. *Russ. Chem. Rev.*, 74(6), 489–520. doi.org/10.1070/RC2005v074n06ABEH000897 [in Russian].
21. Roca, A.G., Costo, R., Rebolledo, A.F. et al. (2009) Progress in the preparation of magnetic nanoparticles in biomedicine. *J. of Physics D: Applied Physics*, 42(22), 224002. doi.org/10.1088/0022-3727/42/22/224002
22. Movchan, B.A., Kurapov, Yu.A., Didikin, G.G. et al. (2011) Regulation of composition and structure of nanoparticles of Fe–O system in electron beam evaporation of Fe₃O₄. *Poroshk. Metallurgiya*, 478(3–4), 56–63. doi.org/10.1007/s11106-011-9314-0 [in Russian].
23. Kurapov, Yu.A., Krushinskaya, L.A., Litvin, S.E. et al. (2014) Producing of silver nanoparticles and their thermal stability in Ag–O system. *Ibid.*, 496(3–4), 95–102. doi.org/10.1007/s11106-014-9604-4 [in Russian].
24. Kurapov, Yu.A., Litvin, S.E., Romanenko, S.M. (2013) Structure and thermal stability of Ti–NaCl condensates deposited from the vapour phase in vacuum. *Nanostructured Materials Sci.*, 1, 55–62. http://www.materials.kiev.ua/science/edition_view.jsp?id=2 [in Russian].
25. Kurapov, Yu.A., Litvin, S.E., Didikin, G.G., Romanenko, S.M. (2011) Structure of two-phase condensates Cu–NaCl deposited from vapor phase in vacuum. *Sovrem. Elektrometall.*, 2, 19–22. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/sem/2011/02/05> [in Russian].
26. Kurapov, Yu.A., Romanenko, S.M., Didikin, G.G., Oranskaya, E.I. (2017) Controllable synthesis of iron oxide nanoparticles in porous NaCl matrix. *Materials Research Express*, 4(3), 035031. doi.org/10.1088/2053-1591/4/3/035031
27. Kovinsky, I.S., Krushinskaya, L.A., Movchan, B.A. (2011) Structure and some properties of sodium chloride condensates produced by electron beam evaporation with next deposition in vacuum. *Sovrem. Elektrometall.*, 1, 42–46. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/sem/2011/01/08> [in Russian].
28. Chekman, I.S., Ul'berh, Z.R., Malanchuk, V.O. et al. (2012) *Nanoscience, nanobiology, nanofarmation*. Kyiv, Polihrafplyus. <https://www.twirpx.com/file/115774/>
29. Laurent, S., Forge, D., Port, M. et al. (2008) Magnetic iron oxide nanoparticles: Synthesis, stabilization, vectorization, physicochemical characterizations, and biological applications. *Chem. Rev.*, 108(6), 2064–2110. doi.org/10.1021/cr068445e
30. Santhosh, P.B., Ulrih, N.P. (2013) Multifunctional superparamagnetic iron oxide nanoparticles: Promising tools in cancer theranostics. *Cancer Lett.*, 336(1), 8–17. doi.org/10.1016/j.canlet.2013.04.032
31. Jin, R., Lin, B., Li, D., Ai, H. (2014) Superparamagnetic iron oxide nanoparticles for MR imaging and therapy: Design considerations and clinical applications. *Curr. Opin. Pharmacol.*, 18, 18–27. doi.org/10.1016/j.coph.2014.08.002
32. Wang, Y.X.J. (2011) Superparamagnetic iron oxide based MRI contrast agents: Current status of clinical application. *Quant. Imaging Med. Surg.*, 1(1), 35–40. doi.org/10.3978%2Fj.issn.2223-4292.2011.08.03
33. Rosner, M.H., Auerbach, M. (2011) Ferumoxytol for the treatment of iron deficiency. *Expert Rev. Hematol.*, 4(4), 399–406. doi.org/10.1586/ehm.11.31
34. Roohi, F., Lohrke, J., Ide, A. et al. (2012) Studying the effect of particle size and coating type on the blood kinetics of su-

- perparamagnetic iron oxide nanoparticles. *Int. J. Nanomedicine*, 7, 4447–4458. doi.org/10.2147%2FIJN.S33120
35. Ni, F., Jiang, L., Yang, R. et al. (2012) Effects of PEG length and iron oxide nanoparticles size on reduced protein adsorption and non-specific uptake by macrophage cells. *J. Nanosci. Nanotechnol.*, 12(3), 2094–2100. doi.org/10.1166/jnn.2012.5753
36. Briley-Saebo, K.C., Johansson, L.O., Hustvedt, S.O. et al. (2006) Clearance of iron oxide particles in rat liver: effect of hydrated particle size and coating material on liver metabolism. *Invest. Radiol.*, 41(7), 560–571. doi.org/10.1097/01.rli.0000221321.90261.09
37. Paton, B.E., Movchan, B.O., Kurapov, Yu.A., Yakovchuk, K.Yu. (2010) *Method of producing of metal-oxygen system nanoparticles with specified composition by electron beam evaporation and condensation in vacuum*. Ukraine, Pat. 92556. <http://base.ukrpatent.org/searchINV/search.php?action=viewdetails&IdClaim=151646> [in Ukrainian].
38. Lebedev, A.D., Levchuk, Y.N., Lomakin, A.V. (1987) Clearance of iron oxide particles in rat liver: Effect of hydrated particle size and coating material on liver metabolism. Ed. by V.A. Noskin. In: *Laser correlation spectroscopy in biology*. Kiev, Naukova Dumka. <https://search.rsl.ru/ru/record/01001388286> [in Russian].
39. Merkus, H.G. (2009) *Particle size measurements. Fundamentals, practice, quality*, Springer. <http://www.springer.com/gp/book/9781402090158>
40. Vazhnycha, O.M., Moklyak, E.B., Movchan, B.O., Kurapov, Yu.A. *Method of treatment of acute hemorrhage using the nanoparticles of iron oxide*. Ukraine, Pat. 103401 <http://ua-patents.com/6-103401-sposib-likuvannya-gostro-krovovtrati-za-dopomogoyu-nanochastinok-oksidu-zaliza-ii-iii.html> [in Ukrainian].
41. Litvin, S.E., Kurapov, Yu.A., Vazhnychaya, E.M. et al. (2019) Synthesis of iron oxide nanoparticles by method of electron beam deposition in vacuum. In: *Proc. of 9th Int. Conf. on Beam Technologies in Welding and Materials Processing*. Ed. by I.V. Krivtsun. IAW, 63–70. <https://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp2019.pdf>

EB PVD SYNTHESIS OF IRON OXIDE NANOPARTICLES AND THEIR BIOLOGICAL ACTIVITY

S.E. Litvin¹, Yu.A. Kurapov¹, E.M. Vazhnychaya², Ya.A. Stel'makh¹, S.M. Romanenko¹, E.I. Oranskaya³

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

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

²Ukrainian Medical Stomatological Academy.

23 Shevchenko Str., 36011, Poltava, Ukraine. E-mail: vazhnychaya@ukr.ua

³Chuiko Institute of Surface Chemistry of the National Academy of Science of Ukraine.

17 Naumova Str., 03164, Kyiv, Ukraine. E-mail: oranska@gmail.com

The results of studying the structure of porous condensates of Fe–NaCl composition, chemical, phase compositions and size of nanoparticles obtained by physical synthesis from the vapor phase using electron-beam physical vapor deposition method, are considered. With a rapid recovery from vacuum, iron nanoparticles are oxidized in the air to magnetite. In the initial state, they have significant sorption capacity with respect to oxygen and moisture. Physically adsorbed oxygen participates in the oxidation of Fe₃O₄ to Fe₂O₃. An increase in condensation temperature is accompanied by the increase in size of nanoparticles, as a result of which the total surface area of nanoparticles is significantly reduced, and, consequently, their sorption capacity is decreased. Even without stabilization, such nanoparticles studied as ex tempore prepared aqueous dispersion have characteristic anti-anemic effect in the laboratory animals that can be used in medicine. Ref. 41, Tabl. 2, Fig. 5.

Key words: EB PVD; iron oxide nanoparticles; sorption; phase composition; colloid systems; anti-anemic effect

Надійшла до редакції 01.11.2019

«Kharkiv PromDays 2020»

28-30 жовтня 2020

Єдина промислова подія в Україні, що привертає увагу всіх фахівців машинобудівельної та енергетичної галузі.



«Арт-завод МЕХАНІКА»: Харків, вул. Плеханівська, 126, метро «Завод ім. Малишева» (057) 756-20-48, (067) 579-64-47 E-mail: info@adt.com.ua www.adt.com.ua



join the best: 07 - 11 December 2020

Düsseldorf, Germany

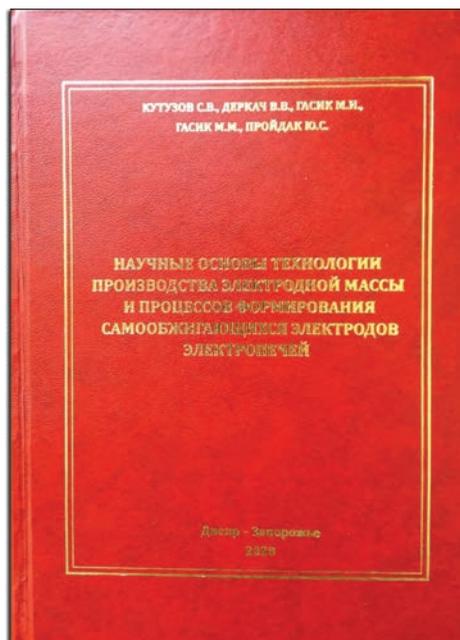
РЕЦЕНЗІЯ

на науково-технологічну монографію

«НАУКОВІ ОСНОВИ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА
ЕЛЕКТРОДНОЇ МАСИ І ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ
БЕЗПЕРЕРВНИХ САМОВИПАЛЮВАЛЬНИХ ЕЛЕКТРОДІВ
РУДОВІДНОВЛЮВАЛЬНИХ ЕЛЕКТРОПЕЧЕЙ»

С.В. Кутузов, В.В. Деркач, М.І. Гасик, М.М. Гасик, Ю.С. Пройдак

Під загальною і науковою редакцією канд. техн. наук С.В. Кутузова і д-ра техн. наук М.І. Гасика



Монографія представлена в 12-ти розділах.

У першому розділі узагальнено інформаційний ресурс даних про структуру і властивості кам'яного вугілля; загальна характеристика викопного вугілля, геохімічні та петрографічні їх характеристики; групи мацералов (вітриніт, інертиніт та ін.); класифікація вугілля за генетичними і хіміко-технологічними параметрами; система кодифікації кам'яного вугілля і антрацитів; характеристики регіонально-метаморфізованих антрацитів Донбасу.

Зміст другого розділу є логічним продовженням першого. Новизною для монографічної літератури, присвяченій вуглеграфітовим матеріалам і виробам, є представлені дані про поширеність вугленості Донецького вугільного басейну в межах Старого Донбасу і сучасного Великого Донбасу, геологічні запаси і марочний склад вугілля, структурні параметри і властивості високометаморфізованих антрацитів вітринітової і інертинітової геологічних груп. Практичний інтерес представляють характеристики антрацитів східного сектора Донбасу.

В обсязі розглянутого в попередніх розділах в третьому наведена характеристика Горлівського антрацитового басейну і основних родовищ. Мікрокомпоненти групи інертиніта антрацитів Горлівського родовища

істотно розрізняються від вітринітових антрацитів Донецького вугільного басейну.

Тема четвертого розділу — широке узагальнення і науково-методологічний аналіз публікацій щодо структури та властивостей кам'яновугільного пеку, як зв'язуючого в складі електродної маси. Звернуто увагу на технологічні відомості про вплив різних чинників на якість кам'яновугільного пеку та його відповідності вимогам, що пред'являються за стандартом ДСТУ 8389–2015. Особливу увагу заслуговує матеріал про процеси формування рідкокристалічних структур в кам'яновугільних пеках з проявом мезоморфізму в вуглецевих продуктах з дископодібними молекулами і методів визначення мезофази в мікроструктурі кам'яновугільного пеку.

П'ятий розділ присвячений дослідженню процесів зміни структурних параметрів, тепло- і електротехнічних характеристик термоантрациту, прокаленого при різних температурах на повітрі і в аргоні. Виконано аналіз регресійної термодинамічної залежності окислення термоантрациту, наведена оцінка енергії активації і сумарного теплового ефекту. Для розробки моделі режимів електрокальцинації антрациту являється актуальним отримання кореляційної залежності основних фізичних властивостей термоантрациту від температури і складу газової фази термічної обробки.

Центральним за вибором раціонального пристрою електрокальцинатора є розділ шість, в якому узагальнено результати аналізу розвитку пристроїв електрокальцинаторів для прокалювання антрацитів. Наведено результати математичного моделювання електричного і температурного режимів високотемпературної обробки електродного антрациту в електрокальцинаторі ПАТ «Укрграфіт». Теоретично і експериментально обґрунтовані переваги технології прокалювання антрацитів в електрокальцинаторі, розробленому ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України з установкою дреселя.

В сьомому розділі узагальнені і проаналізовані результати експериментальних досліджень і комп'ютерного моделювання впливу міжелектродної відстані на температурне поле, напруженість електричного поля і щільність струму в антрацитовому завантаженні, наведені розроблені методи контролю і управління процесом прокалювання антрациту з отриманням термоантрациту зі стабільно низьким коефіцієнтом електроопору.

Восьмий розділ присвячений дослідженню впливу ряду факторів на локальні розпали вогнетривкої футе-

ровки електрокальцинаторів. Обговорені результати термохімічного і термодинамічного аналізів процесів взаємодії в потрійних системах алюміній–кисень–вуглець та кремній–кисень–вуглець. Розроблено новий склад футерування електрокальцинаторів, що забезпечує підвищення їх експлуатаційної стійкості.

Дослідженню температурно-часових і фізико-хімічних параметрів прокалювання антрациту в трубчастих обертових печах, опалювальних природним газом, присвячений дев'ятий розділ. На підставі результатів математичного моделювання теплообмінних процесів і розподілу температур по товщині і довжині футерування печі розроблені моделі розрахунку температурного поля внутрішньої футеровки печі за даними температури кожуха печі.

Також цільовим призначенням характеризується зміст десятого розділу, в якому представлені та обговорені технологічні схеми і обладнання для виробництва електродної маси. Відповідно до маршрутно-технологічної схеми отримання електродної маси представлений постадійний аналіз технологічних операцій і параметрів, що забезпечують отримання електродної маси заданої якості. Важливою ланкою у виборі раціонального компонентного складу електродної маси є наведені в розділі розрахункові, аналітичні та експериментальні методики визначення кількості зв'язуючого (кам'яно-вугільного пеку) в складі електродної маси, впливу пористості твердих вуглецевих компонентів на кількість зв'язуючого і різні рецептури електродної маси в залежності від призначення з урахуванням вимог споживачів.

В одинадцятому розділі монографії проаналізовано процеси випалу безперервних електродів безпосередньо на діючих рудовідновлювальних електропечах, представлені температурні зони по висоті і перетину електродів, результати математичного моделювання зміни температури в статичних і динамічних умовах роботи електродів, що застосовуються на практиці для управління параметрами випалу електродів. Викладено моделювання впливу факторів на термічну напругу в вуглецевому обпеченому блоці електрода при зупинці і відновленні робочих режимів роботи печі, зосереджено увагу на факторах, що впливають на утворення поперечних тріщин і поломок робочих кінців електродів.

У заключному дванадцятому розділі подано загальну характеристику стану та перспектив розвитку електрометалургійних виробництв великої кількості видів електротермічної продукції у відповідних галузях промисловості України та країн ближнього зарубіжжя. Проаналізовано термодинамічні передумови процесів і кількісної оцінки можливості і спрямованості хімічних реакцій відновлення елементів з оксидних концентратів — продуктів збагачення руд. У певній послідовності у відповідних параграфах представлені хімічні склади електротермічної продукції (феросиліцію, марганцевих і хромистих феросплавів, феронікелю, карбиду кальцію, жовтого фосфору, нормального електрокорунду), характеристики вихідних шихтових мате-

ріалів і способи підготовки їх до електрометалургійних переділів в потужних рудовідновлювальних електропечах, обладнаних безперервними самовипалювальними електродами. Стосовно до певного виду виплавленої продукції проаналізовані експлуатаційні режими роботи потужних печей, питомі витрати шихтових матеріалів, електроенергії, електродної маси.

Обрана архітектура монографії і форма викладу матеріалів зробила неминучим текстове і графічне цитування першоджерел, про що свідчить бібліографічний список використаних літературних джерел. Слід вважати, що виконані узагальнення, аналіз і доповнення численних опублікованих робіт з проблемних завдань виробництва електродної маси і використання її для формування безперервних самовипалювальних електродів рудовідновлювальних електропечей, що знаходяться в експлуатаційних режимах, зацікавлять дослідників, випускників вузів, аспірантів, магістрів та бакалаврів. Монографія буде корисна фахівцям підприємств гірничо-металургійного комплексу, коксового і вуглехімічного виробництва і охорони навколишнього середовища.

Автори монографії щиро дякують рецензентів даної роботи д-ра техн. наук проф. С.Г. Грищенко та д-ра техн. наук А.Г. Старовойта за зауваження і побажання по змісту рукопису.

Особливу подяку автори монографії виражають вченим ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України в вирішенні проблеми створення комплексу електрокальцинаторів і технології виробництва термоантрациту високої якості при суттєво меншій питомій витраті електроенергії для ПАТ «Укрграфіт». Наукова новизна і промислова корисність створених електрокальцинаторів і технологій творчим колективом вчених ІЕЗ ім. Є.О. Патона при особистій участі академіка Б.Є. Патона та спеціалістів ПАТ «Укрграфіт» захищені патентами України з визначенням патентоспроможності їх та видачею патентів країнам, зацікавленим предметами винаходів.

Автори монографії з подякою визначили вклад вчених ННТУ «КПІ» за виконання моделювання теплотехнічних параметрів процесу прокалювання антрациту в електрокальцинаторах, а також великий вклад колективу науковців кафедри електрометалургії НМетА України під науковим керівництвом академіка НАН України М.І. Гасика у розробку і промислове впровадження у творчій співдружності зі спеціалістами АТ «НЗФ», АТ «ЗФЗ» розроблених теплотехнічних і електричних режимів створення самовипалювальних електродів з використанням електродної маси ПАТ «Укрграфіт» та АТ «НЗФ».

Монографія призначена для інженерно-технологічних спеціалістів чорної і кольорової металургії, хімічної і абразивної промисловості, а також спеціалістів виробництва електродної маси, вуглець-графітової продукції. Монографія, без сумніву, може бути корисною викладачам вищих і середньотехнічних навчальних закладів, а також аспірантам і студентам старших курсів (бакалаврату і магістратури) відповідних спеціальностей.

*Генеральний директор АТ «Нікопольський завод феросплавів»,
лауреат Державної премії України, д-р техн. наук В.С. Куцїн*

ПЕРЕДПЛАТА 2021

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	пів року	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 12 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	240	720	1440	2880
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	240	480	960
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	240	480	960
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	520	1560	3120	6240

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

**«The Paton Welding Journal» – переклад журналу «Автоматичне зварювання» на англійську мову.

Передплату на журнали можна оформити по каталогах передплатних агенцій «Преса», «Прес Центр», «АС Медіа» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любой термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

Передплата на електронну версію журналів.

Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до відповідних архівів журналу.

Передплата через сайт видавництва:

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/subscription>

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription>

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk/subscription>

<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/subscription>

На сайті видавництва у 2020 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2018 рр.



Журнал «Автоматичне зварювання» є міжнародним науково-технічним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень за напрямками: матеріалознавство та металургія зварювання, наплавлення та інших споріднених технологій; технології та матеріали для зварювання конструкційних матеріалів; виробництво зварних металокопункцій для різних галузей промисловості; відновлювальний ремонт для подовження ресурсу зварних конструкцій і вузлів; проблеми міцності, конструювання та оптимізації зварних конструкцій; технології 3D друку, які базуються на зварювальних процесах; гібридні технології зварювання. В журналі публікується також інформація про нові зварювальні матеріали, джерела живлення та технології; звіти про виставки, конференції та семінари, анонси нових книг та винаходів, новини від відомих компаній та інше.



Журнал «Сучасна електрометалургія» є міжнародним науково-теоретичним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень у сферах: металургія чорних і кольорових металів та сплавів; спеціальна електрометалургія (електрошлакова, електронно-променева, плазмова- та вакуумно-дужева технології); нові матеріали; енерго- і ресурсозбереження; матеріалознавство, 3D технології у спеціальній електрометалургії. Публікується також допоміжна інформація з тематики журналу.

РЕКЛАМА В ЖУРНАЛАХ

Реклама публікується на обкладинках і внутрішніх вклейках журналів.

Перша сторінка обкладинки – 200x200 мм.

Друга, третя і четверта сторінки обкладинки – 200x290 мм.

Перша, друга, третя, четверта сторінки внутрішньої обкладинки – 200x290 мм.

Вклейка А4 – 200x290 мм. Розворот А3 – 400x290 мм. А5 – 185x130 мм.

Розміри журналів після обрізу 200x290 мм.

Всі файли в форматі IBM PC, кольорова модель СМΥК, роздільна здатність 300 dpi.



Журнал «Технічна діагностика та неруйнівний контроль» є міжнародним науково-технічним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень з діагностики матеріалів і конструкцій та методи неруйнівного контролю для оцінки стану матеріалів і конструкцій; теорія, методи і засоби технічної діагностики. Розміщуються матеріали з моніторингу конструкцій та подовження ресурсу та працездатності засобами НК. Публікується супутня інформація з тематики журналу, а також інформація про події та новини в Українському товаристві НК та ТД.

ВАРТІСТЬ РЕКЛАМИ

Ціна договірна. Передбачена система знижок. Вартість публікації статті на правах реклами становить половину вартості рекламної площі. Публікується тільки профільна реклама з тематики журналів. Відносно вартості, знижок та термінів публікації прохання звертатися у видавництво.

ВИДАВНИЦТВО

Міжнародна Асоціація «Зварювання»
03150, Київ, вул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: 38044 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<https://patonpublishinghouse.com>