

## ЗМІСТ

### ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ

*Стовпченко Г.П., Кадильникова А.В.* Електрохімічні процеси при електрошлаковому переплаві (Огляд) ..... 3

### ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ

*Ахонін С.В., Пікулін О.М., Березос В.О., Северин А.Ю., Єрохін О.Г.* Виробництво великогабаритних зливків титану способом електронно-променевої плавки ..... 13

### ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ

*Петров С.В.* Проблеми та їх вирішення при використанні пароводяних плазмотронів підвищеної потужності ..... 19

### ЗАГАЛЬНІ ПИТАННЯ МЕТАЛУРГІЇ

*Гасик М.М., [Гасик М.І.]* Хімічна рівновага в системі Fe–O–H за високих температур ..... 26

### МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

*Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К.* Вплив термічної обробки на структуру та механічні властивості економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe ..... 32

*Костін В.А., Жуков В.В.* Удосконалення методики аналізу термодинамічних діаграм фазових перетворень металу зварних швів високоміцних низьколегованих сталей ..... 40

*Берднікова О.М.* Структурні критерії міцності та тріщиностійкості високоміцних сталей та їх зварних з'єднань ..... 47

### СПАДЩИНА Б.Є. ПАТОНА

Продовження по розвитку чорної металургії в 10-й п'ятиліткє (1976–1980 гг.) ..... 54

### ІНФОРМАЦІЯ

Наші привітання ..... 57

Дисертації на здобуття наукового ступеня ..... 59

Новий етап розвитку торгової марки Патон™ ..... 63

#### РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

**С.В. Ахонін** (головний редактор),

**В.О. Березос, В.А. Костін, І.В. Кривцун, Л.Б. Медовар, Г.П. Стовпченко, А.І. Устїнов, В.О. Шаповалов;**

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

**М. Зініград**, Аріельський університет, Центр матеріалознавства, 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,

**С.Я. Шипицин**, ФТМС НАНУ, м. Київ

#### Засновники

Національна академія наук України,

Інститут електрозварювання

ім. Є.О. Патона НАНУ,

Міжнародна Асоціація «Зварювання» (видавць)

#### Редакція

Д.М. Дяченко (відповід. секретар),

Л.М. Герасименко, Т.Ю. Снегірьова

#### 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

**EDITORIAL BOARD**

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

**S.V. Akhonin** (Editor in Chief),

**V.O. Berezos, V.A. Kostin, I.V. Krivtsun,**
**L.B. Medovar, G.P. Stovpchenko, A.I. Ustinov, V.O. Shapovalov;**
**M.I. Grechanyuk**, Institut for Problems of Material Science of NASU, Kyiv,

**M. Zinigrad**, Ariel University,

Materials Science Centre, Israel,

**O.M. Ivasishyn**, G.V. Kurdyumov Institute

for Metal Physics of NASU, Kyiv,

**P.I. Loboda**, NTUU «Igor Sykorsky

Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv,

**G. Mladenov**, Institute of Electronics

Bulgarian Academy of Sciences, Sofia, Bulgaria,

**O.V. Ovchynnikov**, Zaporozhye National Technical University, Ukraine,

**S.Ya. Shypytsyn**, Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, Kyiv

**Founders**

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

**Editors**

D.M. Diachenko (execut. secretary),

L.M. Gerasymenko, T.Yu. Snegiryeva

**Address**

 E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU,  
 03150, Ukraine, Kyiv,

11 Kasymyr Malevych Str.

Tel./Fax: (38044) 200 82 77, 205 22 07

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

The Journal is included in the list of publications approved by the Ministry of Education and Science of Ukraine for the publication of works of applicants for academic degrees in specialties 132, 133 Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020

Recommended for printing editorial board of the Journal

Certificate of state registration of KV № 24212-14052PR dated 03.12.2019

ISSN 2415-8445

 DOI: <https://doi.org/10.15407/sem>
**Subscription 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  
 (sending issues of Journal in pdf format  
 or providing access to IP addresses).

**CONTENTS**
**ELECTROSLAG TECHNOLOGY**
*Stovpchenko G.P., Kadilnikova A.V.* Electrochemical processes in electroslag melting (Review) ..... 3

**ELECTRON BEAM PROCESSES**
*Akhonin S.V., Pikulin O.M., Berezos V.O., Severin A.Yu., Erokhin O.G.* Production of large-sized titanium ingots by the method of electron beam melting ..... 13

**PLASMA-ARC TECHNOLOGY**
*Petrov S.V.* Problems and their solution at application of higher power steam-water plasmatrons ..... 19

**GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY**
*Gasik M.M., Gasik M.I.* Chemical equilibrium in Fe–O–H system at high temperatures ..... 26

**MATERIALS SCIENCE**
*Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Selin R.V., Petrichenko I.K.* Influence of heat treatment on the structure and mechanical properties of sparsely-doped titanium alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe ..... 32

*Kostin V.A., Zhukov V.V.* Improvement of the procedure of analysis of thermokinetic diagrams of phase transformations in metal of high-strength low-alloy steel welds ..... 40

*Berdnikova O.M.* Structural criteria of strength and crack resistance of high-strength steels and their welded joints ..... 47

**B.E. PATON'S HERITAGE**

 Proposals on development of ferrous metallurgy in the 10<sup>th</sup> Five Year Plan (1976–1980) ..... 54

**INFORMATION**

Our greetings ..... 57

Dissertations for a scientific degree ..... 59

A new stage in the development of the Paton trademark ..... 63

## ЕЛЕКТРОХІМІЧНІ ПРОЦЕСИ ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ ПЕРЕПЛАВІ (ОГЛЯД)

Г.П. Стовпченко, А.В. Кадильникова

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

Електрошлаковий перепад є провідним процесом спеціальної електрометалургії, який використовують для отримання високоякісних сталей та сплавів. За своїми механічними (особливо пластичними) і експлуатаційними властивостями, щільністю й чистотою метал електрошлакового перепаду значно перевершує аналогічні матеріали, що вироблені способами традиційної металургії. Ступінь рафінування сталі залежить від складу і властивостей шлаку, який визначає теплову ефективність процесу та температурний режим металевої ванни, тож суттєвим чином впливає на умови затвердіння зливка та його структуру. Електроліз не є основним процесом і метою електрошлакового перепаду, тим не менш, оскільки перенесення струму в шлакових розплавах здійснюється переважно іонами, при цьому відбуваються електрохімічні реакції, які змінюють склад шлаку і металу. Проаналізовано сучасні уявлення про природу електрохімічних процесів і можливі катодні і анодні реакції в процесах ЕШП-типу на постійному струмі, в тому числі з погляду на одержання чистого за сіркою і киснем металу. Розглянуто дані щодо впливу полярності постійного струму на швидкість плавлення витратного електрода. Виявлено актуальні напрямки подальших досліджень електрохімічної сторони процесу електрошлакового перепаду для підвищення ефективності та створення нових можливостей його застосування. Бібліогр. 60, рис. 8.

*Ключові слова:* електрошлаковий перепад; шлак; іонний розплав; електрохімічні, катодні та анодні реакції; електрична провідність; в'язкість; полярність електрода

Удосконалення обладнання та технології електрошлакового перепаду (ЕШП) сьогодні спрямовані на зменшення витрат електроенергії і шлаку, покращення техніко-економічних показників і екологічності процесу. Великий внесок у вивчення процесу ЕШП і розвиток цієї технології внесли вітчизняні та зарубіжні вчені — Б.С. Патон, Б.І. Медовар, Ю.В. Латаш, Р. Нафзігер, А. Мітчелл, Дж. Шекелі, Л.Б. Медовар, В. Хольцгрубер та ін. [1–9]. Завдяки їхнім роботам закладено теоретичні основи, виявлено важливі загальні закономірності процесів рафінування і затвердіння металу, розроблено технології та обладнання, які забезпечують високу якість зливок ЕШП і сьогодні.

За своїм призначенням ЕШП не є електрохімічним процесом. Однак шлаки ЕШП є іонними оксидно-фторидними розплавами, що містять переважно  $\text{CaF}_2$ ,  $\text{CaO}$  і  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Рідше компонентами шлаків є  $\text{SiO}_2$  та  $\text{MgO}$ , а також оксиди елементів змінної валентності (Fe, Cr, Ti, V та ін.), які вводяться навмисно або потрапляють в результаті обмінних реакцій між металом і шлаком.

Проходження електричного струму в розплавлених шлаках в основному відбувається шляхом електрохімічного переносу іонів. Тому електрохімічні явища і реакції можуть значно більше впливати на електричну і теплову ефективність ЕШП, якість виплавленого металу, ніж це зазвичай прийнято вважати.

**Роль шлакової ванни в процесі ЕШП.** Електрошлаковий перепад витратного електрода здійснюється за рахунок тепла, що виділяється в шарі рідкого шлаку при проходженні через нього електричного струму (рис. 1).

Крапельне перенесення рідкого металу через шар нагрітого до високої температури рафінуючого шлаку забезпечує очищення рідкого металу від неметалевих включень і домішок (перш за все сірки), а повільне поступове зменшення рідкометалевої ванни, що має малу глибину у водоохолоджувальному кристалізаторі, формує щільний злинок з дендритною структурою спрямованої кристалізації.

Наведена на рис. 1, в схема заміщення показує, що в печі ЕШП елементи електричного ланцюга підключено послідовно, тож умовою ефективною генерації тепла в місці плавлення електрода є максимальний опір шлакової ванни за мінімального опору інших складових. Тому в електричному ланцюгу електрошлакової печі шлакова ванна раціональної глибини (150...250 мм) повинна мати найвищий опір, завдяки чому саме в ній буде відбуватися максимальне тепловиділення за рахунок перетворення електричної енергії в теплову. Якщо опір шлакової ванни певного складу і глибини при температурах ведення процесу є недостатнім, то для забезпечення плавлення електрода глибину шлакової ванни доводиться збільшувати, що знижує енергоефективність

Г.П. Стовпченко — [orcid.org/0000-0002-6555-5715](https://orcid.org/0000-0002-6555-5715), А.В. Кадильникова — [orcid.org/0000-0003-2516-9825](https://orcid.org/0000-0003-2516-9825)

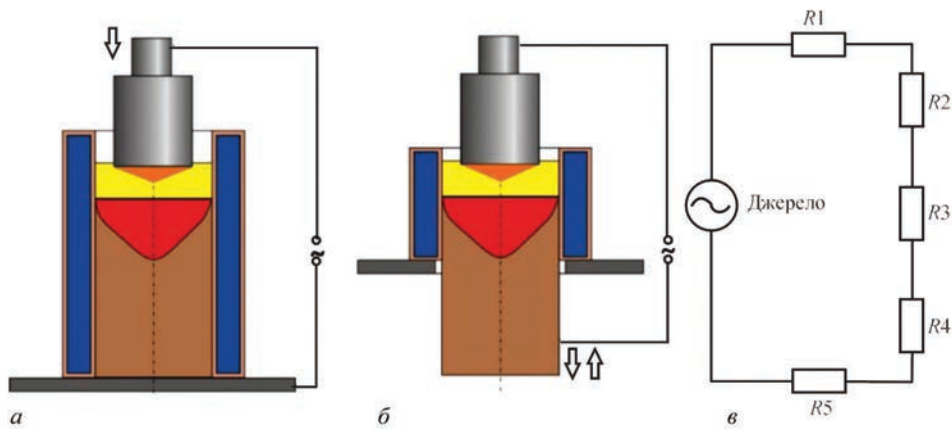


Рис. 1. Схема класичного ЕШП: *а* — в стаціонарному кристалізаторі з його заповненням; *б* — в короткому кристалізаторі; *в* — схема заміщення (*R1* — опір короткої мережі верхньої частини печі; *R2* — опір електрода; *R3* — опір шлакової ванни; *R4* — опір зливка; *R5* — опір короткої мережі нижньої частини печі)

переплаву за рахунок тепловтрат на охолодження в кристалізаторі. На печах з високим опором короткої мережі застосування шлаків з низьким опором призводить до втрати керованості процесом (система управління не реагує на заглиблення електрода) [10]. Тому електричні властивості шлаку є ключовими для забезпечення стабільного і енергоефективного процесу.

Шлак при ЕШП виконує і ряд інших функцій: рафінування металу від неметалевих включень [1–4, 10–12], газів і шкідливих домішок; захист рідкого металу від впливу атмосфери; забезпечення гладкої поверхні зливка; попередження виникнення поверхневих дефектів та ін.

Незважаючи на те, що сучасний ЕШП ведуть на змінному струмі, при проходженні його через шлаковий розплав і затверділий гарнісаж відбувається випрямлення його частини, що сприяє протіканню електрохімічних реакцій. Є відомості, що при електрошлаковому процесі на постійному струмі при зварюванні [13, 14] зміна полярності струму дає можливість зниження концентрації кисню (зворотна полярність) або водню (пряма полярність). Однак, незалежно від полярності, здатність ЕШП на постійному струмі до видалення неметалевих включень є нижчою, що додатково підтверджує доцільність застосування змінного струму [1–3, 15]. Ефекти зниження вмісту кисню на струмі низької частоти також свідчать про протікання при ЕШП електродних реакцій.

Відмінними рисами процесу електрошлакового переплаву є високі температури (1873...2273 К) і щільності струму на електродах. В таких умовах коли катод і анод являють собою рідкі метали практично одного хімічного складу, електродні процеси в шлаку можуть бути оборотними [16]. У той же час при постійному поступовому плавленні витрат-

ного електрода та затвердінні рідкометалевої ванни продукти можливих реакцій в металі видаляються з реакційної зони, а зміни складу шлакової ванни постійно накопичуються (останнє частково компенсують додаванням свіжого шлаку).

Сучасні знання про електрохімічні явища при ЕШП (поляризація, катодні і анодні процеси тощо) є недостатніми для повного розуміння ролі електрохімічних реакцій й процесів електролізу в шлаку, його впливу на параметри процесу і якість металу. Тому вивчення фізико-хімічних властивостей і електрохімічної поведінки високотемпературних оксидно-фторидних і оксидних розплавлених електролітів пристосовано до шлаків процесу ЕШП є актуальним.

**Структурно-чутливі фізико-хімічні властивості фторидно-оксидних шлаків.** У процесах ЕШП найчастіше використовують фторидно-оксидні електропровідні шлаки (найбільші долі займають фторид кальцію ( $\text{CaF}_2$ ) й оксиди кальцію ( $\text{CaO}$ ) і алюмінію ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )), розплави яких є переважно іонними. Загально прийнято, що під дією електричного струму компоненти шлаків дисоціюють на позитивно заряджені катіони ( $\text{Ca}^{2+}$ ,  $\text{Mg}^{2+}$ ,  $\text{Al}^{3+}$ ) і на негативно заряджені прості ( $\text{F}^-$ ,  $\text{O}^{2-}$ ) або комплексні ( $\text{AlO}_3^{3-}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_5^{4-}$ ,  $\text{SiO}_4^{4-}$ ) аніони. Саме електрохімічне перенесення іонів визначає електропровідність шлаку, причому найбільший внесок вносять іони малих радіусів, такі як  $\text{Ca}^{2+}$ ,  $\text{Mg}^{2+}$ ,  $\text{F}^-$  і  $\text{O}^{2-}$ . Підвищення вмісту в шлаку оксидів, схильних до утворення полімер-подібних структур ( $\text{AlO}_3^{3-}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_5^{4-}$ ,  $\text{SiO}_4^{4-}$ ), зменшує електропровідність за рахунок скорочення рухливості іонів (в тому числі і за причини більшої в'язкості). Автори роботи [17] стверджують, що електропровідність буде більшою саме при більш високій концентрації катіонів малого радіусу (що є дійсним для Li,

Na і K), проте в ряді Ba, Ca і Mg тенденція є зворотною. Ймовірно це пов'язано з ефектами збільшення поляризації зі зменшенням іонного радіусу, які також можуть впливати на рухливість катіонів.

Електропровідність бінарних розплавів на основі  $\text{CaF}_2$  при  $1700^\circ\text{C}$ , виміряна чотириелектродним методом зі змінним струмом авторами роботи [18], наведено на рис. 2.

Питома провідність цих бінарних розплавів зменшувалася зі збільшенням кількості добавок в наступному порядку:  $\text{Al}_2\text{O}_3 > \text{ZrO}_2 > \text{TiO}_2 > \text{BaO} > \text{MgO} > \text{BaF}_2 > \text{MgF}_2$ , за винятком додавання  $\text{CaO}$ . Помітне зменшення провідності спостерігалось при додаванні кислих оксидів, таких як  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$  і  $\text{TiO}_2$ , в той час як добавки  $\text{CaO}$  провідність розплаву збільшували.

Важливою фізичною властивістю, що також впливає на процеси при ЕШП є в'язкість шлаку, яка також залежить від розміру іонів і електростатичних взаємодій між ними. Добре відомо [19–21], що силікатні, алюмінатні та алюмосилікатні шлаки мають досить високу в'язкість через утворення в них полімер-подібних структур.

Доволі часто властивості шлакових розплавів металургійного виробництва розглядають з початкової позиції, що шлак є склом, що притаманно силікатним розплавом. Так, частина дослідників описує вплив добавок в шлакові розплави, як додавання основних оксидів (наприклад  $\text{Ca}^{2+}$  або  $\text{Na}^+$ ) до силікатних, і, відповідно, стверджує, що при цьому відбувається руйнування силікатної сітки і в'язкість таких шлаків знижується, в тому числі завдяки здатності утворювати зв'язки з мостиковим киснем, з формуванням сітчастих структур з тетраєдрів  $\text{O}^{2-}-\text{Ca}^{2+}$  [22, 23]. За такої початкової позиції аніони кисню в залежності від їх зв'язку з сіткоутворюючими катіонами поділяються на три види: мостиковий аніон кисню, який розташований між двома катіонами кремнію (зв'язок  $\text{Si}-\text{O}-\text{Si}$ ); не мостиковий аніон кисню, який знаходиться між катіоном кремнію і катіоном першої групи (зв'язок  $\text{Si}-\text{O}-\text{Me}$  (1)); вільний аніон кисню, що знаходиться між двома катіонами першої групи (зв'язок  $\text{Me}$  (1)– $\text{O}-\text{Me}$  (1)).

До аналогічного висновку приходять дослідники [24], які розраховували частки мостикового, не мостикового і вільного кисню за інтенсивністю чотирьох смуг комбінаційного раманівського розсіювання і складу скла. Вони узгоджуються з даними термодинамічної моделі для стекел  $\text{CaO}-\text{SiO}_2$ . При вмісті  $\text{CaF}_2$  менше 15...20 мол. % та основності менше одиниці він сприяв розриву зв'язків  $\text{Si}-\text{O}$ .

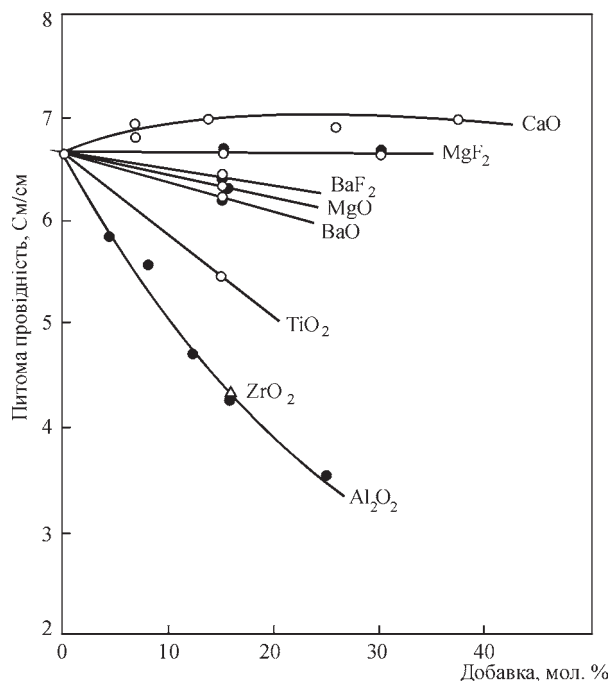


Рис. 2. Електропровідність розплавів фтористого кальцію за різної кількості добавок при  $1700^\circ\text{C}$

У недавньому моделюванні методом молекулярної динаміки [25] розраховували структуру розплаву з додавкою фтору у трикомпонентні шлакові системи  $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$  і  $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{CaF}_2$ . Аналіз координаційного числа сітчастого каркаса показав, що структура тетраедра  $\text{Si}-\text{O}$  більш стабільна, ніж структура тетраедра  $\text{Al}-\text{O}$ . Іони  $\text{F}^-$  в основному координуються з  $\text{Ca}^{2+}$ , існує динамічна рівновага між  $\text{Ca}^{2+}$  і координаційними аніонами ( $\text{O}^{2-}$  і  $\text{F}^-$ ) в обох системах, а загальне координаційне число зберігається між 6 і 7. Розподіл типів кисню показав, що ступінь полімеризації сітчастої структури в системі  $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$  нижче, ніж в системі  $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{CaF}_2$ . Хоча додавання  $\text{CaF}_2$  може знизити в'язкість обох систем шлаку, мікроскопічні причини цього зовсім різні. В системі  $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$   $\text{CaF}_2$  фактично діє як сітчастий розчинник і створює простір, в якому частинки можуть рухатися довше, але в системі  $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{CaF}_2$  може деполімеризувати сітчасту структуру розплаву.

Хімічний стан фтору і вплив добавки фториду на ступінь полімеризації силікатної сітки були досліджені для стекел  $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$  і  $\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2-\text{FeO}_x$  [26] (стосується й сталеплавильних шлаків) за допомогою рентгенівської фотоелектронної спектроскопії (XPS) і месбауерівської спектроскопії. Отримані спектри показали, що фтор в основному координується з кальцієм, а не з кремнієм, і що додавання  $\text{CaF}_2$  не деполімеризує силікатну сітку для обох досліджених систем. Висновки підтверджують наступний гіпотетичний

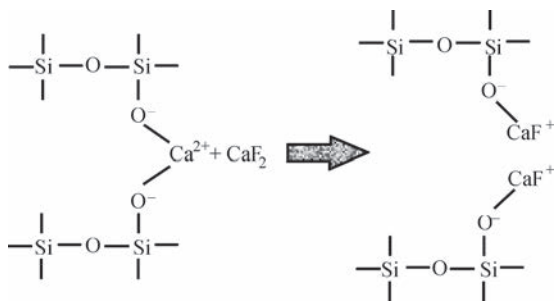


Рис. 3. Гіпотетичний ефект додавання CaF<sub>2</sub> на силікатну сітку [27]

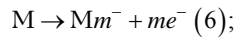
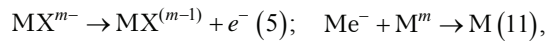
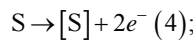
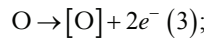
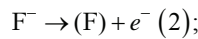
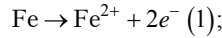
вплив CaF<sub>2</sub> на в'язкість: додавання CaF<sub>2</sub> руйнує електростатичні зв'язки між силікатними аніонами за рахунок дії двовалентних іонів кальцію, так як пари іонів CaF<sup>+</sup> додаються до силікатних аніонів (рис. 3). Оскільки це знижує опір руху, знижується в'язкість [25, 27].

Однак слід відмітити, що шлаки ЕШП можуть бути і склоподібними, і кристалічними в залежності від масової долі переважаючих компонентів. Вміст фтористого кальцію в них зазвичай є меншим за 30 % (частіше 50...75 %), а кількість оксидів Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> та SiO<sub>2</sub> зазвичай не перевищує 30 % сумарно. Тобто прямо переносити структурні оцінки, які було зроблено для силікатних розплавів з малим вмістом основних оксидів і фтористого кальцію, на шлаки ЕШП є неправильним, оскільки доля сіткоутворюючих оксидів в них зазвичай не перевершує 30 %. Аналогічно, опис властивостей з позиції «руйнації» силікатної сітки є недоконалим, більш природним є розгляд вірогідності її утворення у розплаві фторид–оксид кальцію.

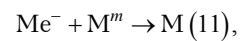
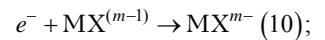
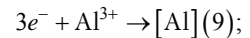
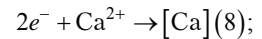
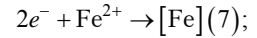
**Електрохімічні ефекти при протіканні струму в розплавах шлаку.** З огляду на іонну природу рідких шлаків [28, 29] взаємодія їх з металом також має електрохімічний характер, оскільки струм проходить через границю поділу двох контактуючих фаз: електронного (металу) і іонного (шлаку) провідників за допомогою реакцій Фарадея. Ос-

новні катодні і анодні реакції представлені нижче за даними А. Мітчелла [9]:

Анодні реакції:



Катодні реакції:



де М — метал; X — оксид або фторид; ( ) — «нейтральний» атом, розчинений в шлаку; [ ] — атом, розчинений в металі.

Так, деяке число частинок Me<sup>z+</sup> перейде з шлаку в метал, поверхня якого отримає надлишковий позитивний заряд. У поверхневому шарі шлаку при цьому з'явиться надлишок негативних іонів (аніонів), і, оскільки система в цілому залишається електронейтральною [30], виникає подвійний електричний шар (ПЕШ). Для опису властивостей ПЕШ використовують ряд теоретичних моделей [31]: Гельмгольца (рис. 4, а — модель конденсатора [32]), Гуї–Чепмена (рис. 4, б — дифузійний подвійний шар; Штерна (рис. 4, в — специфічна адсорбція). Будова ПЕШ визначається складом розплаву (розчину) і потенціалом електрода (його зарядом).

Модель Гельмгольца передбачає наявність шару заряду на поверхні електрода, на якій міцно утримуються іони протилежного заряду в електроліті [20], що еквівалентно простому конденсатору з паралельними пластинами. У випадку моделі Штерна заряди адсорбуються на поверхні електрода і міцно фіксуються на ній завдяки нерухомому шару протилежно заряджених іонів в розплаві (рис. 4, б). Модель Штерна додатково враховує тепловий рух іонів.

Формування ПЕШ на границі шлак–метал відбувається довільно, оскільки супроводжується зниженням енергії Гіббса системи [33]. Це зни-

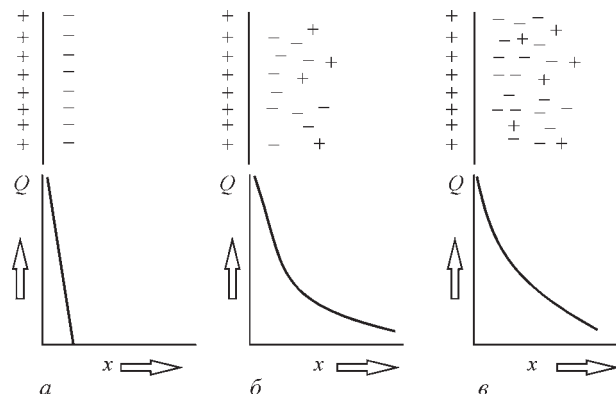


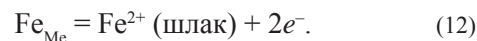
Рис. 4. Схематичне зображення моделей подвійного електричного шару: а — Гельмгольца; б — Гуї–Чепмена; в — Штерна; Q — електричний потенціал по товщині подвійного шару; x — відстань від поверхні електрода

ження проявляється головним чином в зменшенні міжфазного натягу внаслідок адсорбції компонентів металу і шлаку. Так само змінюється швидкість окислювально-відновних реакцій, міжфазного натягу, адгезії фаз і ряд інших характеристик системи. Подвійний електричний шар має велике значення для електрохімічних досліджень. По-перше, він робить можливим будь-які електродні реакції. Коли до границі розділу прикладається напруга 1 В у подвійному електричному шарі виникає надзвичайно сильне електричне поле зі щільністю 108 В/м. Без наявності подвійного шару ніякі іони або молекули не можуть залишатися на границі розділу. По-друге, подвійний шар впливає на динаміку електродних реакцій. Незважаючи на очевидну важливість ПЕШ для електрохімічних процесів, кількість публікацій з даного питання стосовно його ролі в пірометалургійних процесах дуже обмежена, що пов'язано як зі складнощами досліджень, так і активним перемішуванням, що забезпечує ефективний тепло- і масообмін на границі розподілу фаз.

**Ефект поляризації електродів і його прояв в процесах ЕШП-типу на постійному струмі.** Процес ЕШП сьогодні ведуть на змінному струмі саме через перемену складу шлаку в результаті електролізу, яка неминуха у разі застосування постійного струму. Однак в ранніх версіях процесу ЕШП застосовувався постійний струм, який може мати анодну (постійний струм прямої полярності (ПСПП)) і катодну (постійний струм зворотної полярності (ПСЗП)) полярності на витратному електроді. Ефекти поляризації при електрошлаковому процесі з використанням змінного струму виявляються менше через регулярну і часту зміну полярності. У практиці ЕШП зазвичай використовують змінний струм промислової (50...60 Гц) або низької (0,1...10 Гц) частот. Однак у зв'язку з тим, що час утворення приелектродного подвійного шару менше напівперіоду змінного струму промислової частоти, електролізні явища характерні і для цього випадку. Оскільки величина приелектродного падіння напруги залежить від густини струму, то при високих її значеннях відбувається інтенсивне виділення теплоти в приелектродній зоні. Дане явище може ініціювати дуговий розряд навіть біля поверхні електроду, який плавиться.

Експериментальні роботи для встановлення природи поляризації електродів в процесах ЕШП-типу на постійному струмі були зроблені А. Мітчеллом зі співавторами [8, 14, 34], які досліджували поляризацію на границі розділу залізо–шлак для ряду складів останнього на основі  $\text{CaF}_2$  й вперше припустили утворення шару

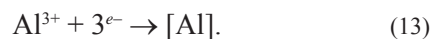
$\text{FeO}$  під електродом зворотної полярності (ЕШП ПСЗП). Тобто анодним процесом при ЕШП ПСЗП є корозія металу електроду (наприклад заліза), що призводить до насичення шару на поверхні катіонами (наприклад,  $\text{Fe}^{2+}$ ):



Відмічають, що окислення є притаманним ЕШП-типу процесам на постійному струмі незалежно від полярності витратного електроду [5].

Так, в роботі [35] відмітили вищий вміст кисню в зливку при ЕШП ПСЗП, ніж за прямої полярності. Крім того, в роботі [36] виявили більший вміст кисню в зливках ЕШП на прямій полярності із використанням шлаку ( $\text{CaF}_2$ –20 мас. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), ніж шлаку ( $\text{CaF}_2$ –20 мас. %  $\text{CaO}$ ).

Вірогідною катодною реакцією вважають й відновлення активних металів (Al або Ca), що розчиняються в основному металі. У випадку сплавів на основі заліза найбільш вірогідним є відновлення Al, а у випадку сплавів на основі нікелю схема осадження включає Ca через його малий коефіцієнт активності в рідкому нікелі:

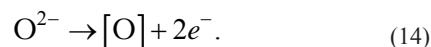


Вище зазначена схема реакції була підтверджена М. Етьєном [37] та К. Швердтфегером [38].

Катодна реакція має протікати дуже швидко [5]. За малих поляризаційних потенціалів дифузія до розділу фаз є швидкою, що є притаманним системі з нескінченною концентрацією катіонів.

Анодний процес супроводжується триступеневою послідовною поляризацією на границі розділу між залізним електродом і шлаками на основі  $\text{CaF}_2$ , оскільки густина струму зростає (рис. 5) [4].

У той же час М. Каваками [39] стверджує, що анодною реакцією має бути перехід кисню в розплав металу:



Результати моделювання переносу іонів, що зроблено авторами роботи [40] за даними [34], представлено на рис. 6.

Весь насичений шар заліза або його частина стає електропровідною і, отже, поверхня розподілу залізо–шлак не є електроактивною, а залізний електрод може поглинати кисень шляхом дифузії [14]. Дифузійне гальмування в шлаку призводить до підвищення приелектродного опору, що викликає перерозподіл джерел джоулевої теплоти в шлаковій ванні таким чином, що основне тепло виділяється в тонкому шарі біля поверхні електроду, тим самим інтенсифікуючи процес плавлення.

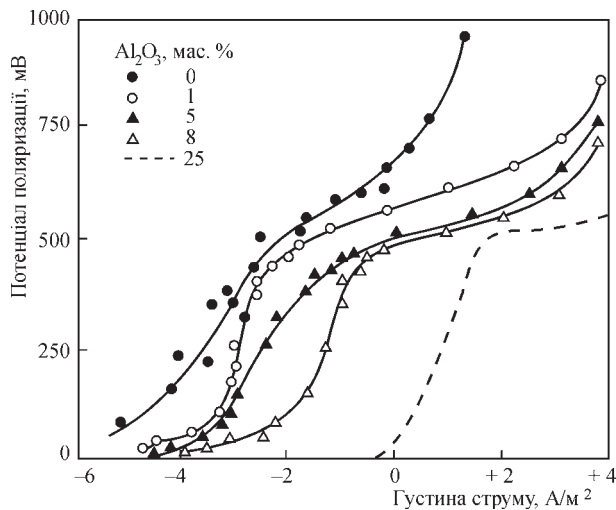


Рис. 5. Анодна поляризаційна поведінка поверхні заліза при гальваностатичних анодних імпульсах під час ЕШП в шлаку на основі  $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$

Найвища електропровідність шлаку спостерігається поблизу електрода, де величезна кількість  $\text{Fe}^{2+}$  вприскується в шлак.

В роботах [34, 41] показано, що додавання відносно невеликої кількості  $\text{Al}_2\text{O}_3$  до  $\text{CaF}_2$  може значно знизити електропровідність рідкого шлаку внаслідок утворення складних іонів ( $\text{AlOF}^{-2}$ ), оскільки рухливість  $\text{F}^-$  знижується, що може бути причиною зміни електропровідності шлаку.

Електропровідність шлаку неоднорідна і зменшується зі збільшенням кількості складних іонних комплексів ( $\text{AlF}_3^{-6}$ ,  $\text{AlO}_2\text{F}_3^{-2}$ ,  $\text{AlO}_2\text{F}^{-3}$ ). Збільшення кількості  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в шлаку приводить до подальшого

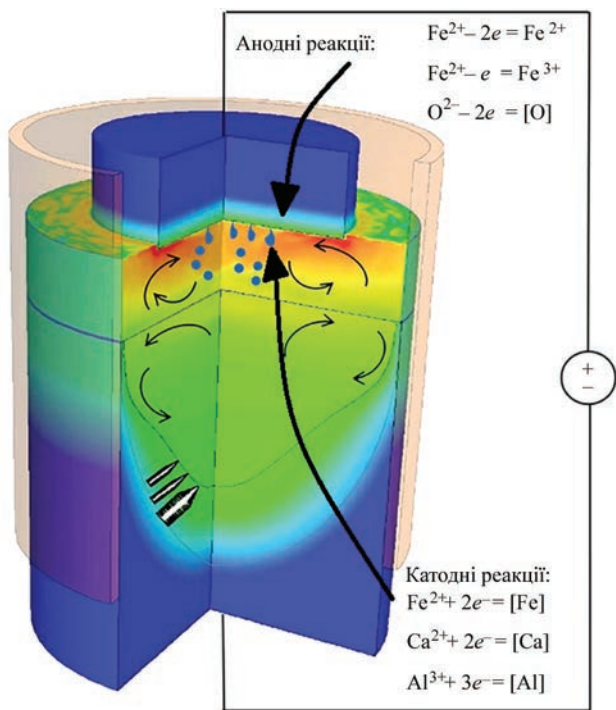


Рис. 6. Моделювання переносу іонів  $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  при ЕШП-типу процесах на постійному струмі різної полярності [40]

утворення комплексних іонів, що в свою чергу додатково знижує рухливість  $\text{F}^-$  та електричну провідність [42].

Зі збільшенням температури іонна складова електропровідності шлаків зазвичай збільшується. Зроблені висновки знаходяться в рамках загальних постулатів фізичної хімії: зі збільшенням кількості великих складних (комплексних) аніонів рухливість катіонів зменшується, а опір шлакової ванни і кількість виробленого струмом тепла збільшуються, що дозволяє очікувати поліпшення теплової ефективності, рафінуючої здатності процесу і умов для відновлення легуючих елементів [29].

**Залежність вмісту сірки кисню від полярності струму при ЕШП.** Як було показано вище, при використанні постійного струму в процесі переплаву може відбуватися окислення і, відповідно, небажана втрата активних елементів (Ti, Si, Al), що є серйозною проблемою [37]. Якщо на електрод подається анодний струм, аніони, такі як  $\text{S}^{2-}$ ,  $\text{O}^{2-}$ ,  $\text{N}^-$ ,  $\text{OH}^-$ , притягуються до електрода. Ці аніони абсорбуються плівкою рідкого металу на кінці електрода і переносяться разом з краплею металу в металеву ванну під шлаком, що знижує чистоту металу зливка за вмістом кисню і сірки [43].

Подача катодного струму на електрод напроти призводить до хорошого знесірчення і високого рівня чистоти металу. З іншого боку, при катодній полярності швидкість плавлення буде низькою, а питоме енергоспоживання високим, що робить процес ЕШП з катодним струмом економічно не вигідним.

М. Кавакамі [39, 44] перший виявив залежність швидкості плавлення електрода від його полярності (катодна полярність, постійний струм з прямою полярністю). Пояснення явища полягає в тепловому ефекті, який безпосередньо пов'язаний з електрохімічними реакціями на границях розподілу електрод-шлак і шлак-метал, які створюють більше перенапруження на аноді, ніж на катоді. Анодна реакція так само є більш екзотермічною, ніж катодна, що пов'язано з електричним опором приграничних шарів при реакціях Фарадея [34]. При позитивній роботі електрода додаткове тепло виділяється безпосередньо під електродом, що призводить до прискорення швидкості плавлення. Так само автори робіт [36, 45] відзначають, що кількість включень залежить від вмісту глинозему в шлаку при процесах ЕШП постійного струму. Швидкість плавлення електрода ЕШП з позитивною полярністю (анодна, постійний струм зворотної полярності) вища за таку у електрода з негативною полярністю.

Автори робіт [46-48] наводять розрахункові дані, згідно з якими частота змінного струму переплаву



впливає на електрохімічні показники процесу, причому ступінь такого впливу залежить від оборотності циклічного процесу (симетричності анодного і катодного періодів). При зниженні частоти струму відбувається відтік іонів  $Fe^{2+}$  з локальної електрохімічної системи в зоні реакції. Механізми поляризації, що діють при ЕШП на змінному струмі промислової частоти, призводять до набагато менших змін концентрацій, ніж на постійному або змінному струмі зниженої частоти. Зміни характеризуються невеликими, але помітними відхиленнями від термодинамічних розрахунків авторів.

На практиці діапазон частот, в якому електрохімічні ефекти починають активно проявлятися, становить 3...5 Гц. Ефективне випрямлення струму схоже з явищем, яке спостерігається при використанні постійного струму. У цьому випадку присутнє значне випрямлення змінної складової струму, що йде на стінку кристалізатора, що ініціює електрохімічні реакції на ділянках кристалізатор–електрод–зливков [49], точний механізм яких поки не відомий.

Існує можливість зниження концентрації кисню в залежності від зміни полярності струму. Використання позитивної полярності електрода (DC +) призводить до більш низького вмісту кисню в зливку, ніж при негативній полярності (DC –). Те, що концентрації сірки і кисню в зливку сильно залежать від полярності електрода під час переплаву, підтверджує і робота [35]. Кращу десульфуріацію у зливку, отриманому при ЕШП з негативною полярністю електрода, також показано в роботі [50]. Позитивні електроди і електроди без струму дають порівняно невелике видалення сірки. Ступінь десульфуріації при ЕШП на змінному струмі набагато вище, ніж у ЕШП з постійним струмом обох полярностей (рис. 7) [51].

Зворотна полярність сприяє більш високому ступеню десульфуріації при ЕШП, ніж пряма. Ці результати узгоджуються зі спостереженнями авторів роботи [52], які досліджували вплив типу та полярності електричного струму на вміст сірки в зливках ЕШП в сплаві Вуда (рис. 8).

При ЕШП зі струмом зворотної полярності електрони рухаються від сталевго електрода (катада) до зливка через шар шлаку, де відбуваються електролітичні процеси, завдяки чому сірка видаляється з рідкої сталі. На відміну при ЕШП на постійному струмі прямої полярності аніони  $S^{2-}$  притягуються до електрода (анода) [52]. Ці аніони адсорбуються плівками рідкого металу на кінчику електрода і переносяться з краплями металу в ванну рідкого металу, що призводить до високого вмісту сірки. Отже, ступінь знесірчення на постій-

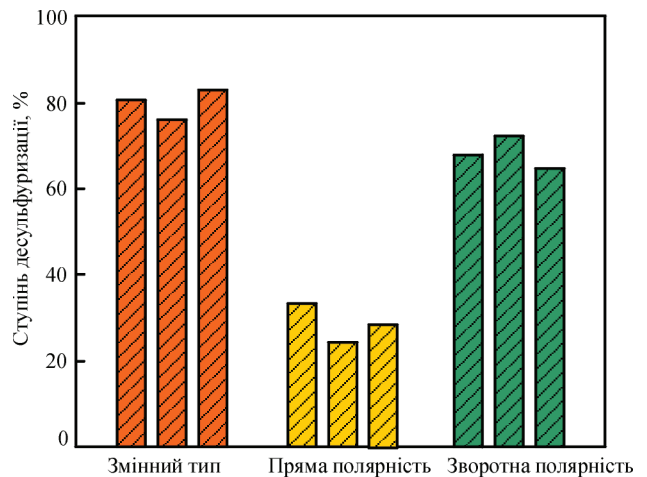


Рис. 7. Вплив типу та полярності електричного струму на ступінь десульфуріації ЕШП

ному струмі прямої полярності набагато нижче, ніж при зворотній (рис. 8).

В роботі [53] також показано, що вміст сірки при плавленні на постійному струмі обох полярностей нижче, ніж в разі змінного струму. Автори прийшли до висновку, що максимальне знесірчення в процесі ЕШП на змінному струмі становить 83 %, а на постійному струмі прямої і зворотної полярностей — 33 і 72 % відповідно. В роботі [54] показано, що ступінь видалення сірки збільшується з 82 до 88 % при зміні струму з 1200 до 1500 А, а потім знижується до 65%, якщо струм постійно збільшується до 2400 А.

Швидкість електрохімічного переносу на границі розділу металева ванна–шлак більша при переплаві з ПСЗП [55], в той час як при переплаві з ПСПП швидкість електрохімічного переносу на цій границі мала. Таким чином, процес знесірчення при ЕШП ПСЗП становить близько 70 %, а при ЕШП ПСПП — 40 %.

Тип джерела струму (постійного струму, перемінного струму на промисловій та пониженої час-

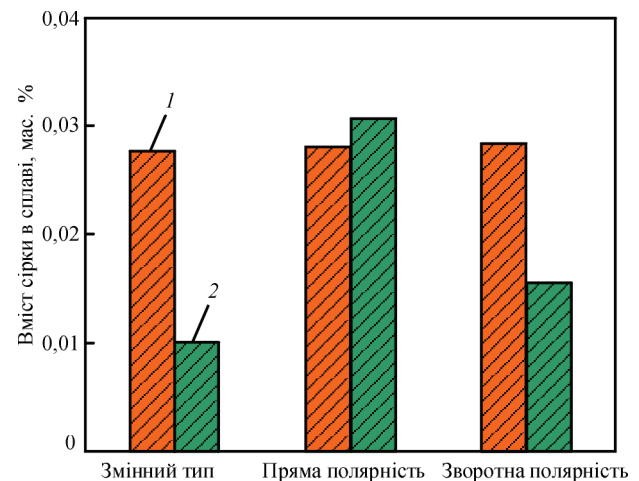


Рис. 8. Вплив типу і полярності електричного струму на вміст сірки в зливках ЕШП: 1 — електрод; 2 — зливков ЕШП [53]

татах) чинить суттєвий вплив на вміст неметалевих включень в зливках ЕШП. Найбільш яскраво спостережені відмінності виражені для оксидних включень. В роботі [56] показано, що при переплаві на постійному струмі негативної полярності кількість переважаючих в електроді оксидів типу (Al, Mg)-шпінелі зберігається, а при переплаві на струмі позитивної полярності вони змінюються на включення типу  $Al_2O_3$ , кількість яких дещо збільшується. При переплаві на перемінному струмі 1 Гц доля (Al, Ca, Mg)-(Al, Ca)-оксидів збільшилась, а (Al, Mg)-оксидів зменшилась.

Зміна типу оксисульфідних включень є практично однаковою для всіх видів струму: притаманні електроду Al- (35 %) й Ca- і Mg-оксисульфідів, змінилися на 90 % Al-оксисульфідів. Після переплаву доля сульфідів кальцію (70 % CaS в металі електроду) зменшилась й натомість виросла доля MnS й (Ca, Mn)-сульфідів. Цей ефект найбільш проявився при переплаві на постійному струмі.

Рафінуючий ефект для обох полярностей постійного струму (катодна і анодна) більш виражений, ніж при застосуванні низькочастотного джерела живлення змінного струму. В той час, при використанні катодної полярності постійного струму рівень чистоти вищий, ніж при анодній [56].

Автори роботи [57] вивчали ефекти зміни частоти від 1,0 до 4,5 Гц на поведінку при переплаві та розподіл неметалевих включень при ЕШП інструментальної сталі для гарячої обробки. Було встановлено, що вміст оксидних неметалевих включень значно зменшується зі збільшенням частоти, що добре корелює з вмістом кисню. У той же час збільшується кількість оксисульфідів. Склад неметалевих включень залежить також від застосовуваної частоти. Починаючи з багатих  $Al_2O_3$  оксидів при частоті 1 Гц, склад зміщується в бік більш високого вмісту MgO (тип шпінелі) і оксидів, багатих CaO, при більш високій частоті.

Дослідники роботи [58] показали, що вміст крупних включень у зливку ЕШП штампової сталі Н13 залежить від умов ведення процесу, зокрема, він зменшився приблизно на 66,18 %, коли кількість шлаку збільшили з 17,85 до 20,50 кг. Крім того, при збільшенні середнього струму з 4 до 5 кА вміст великих неметалевих включень в зливку ЕШП Н13 знизився приблизно на 51,38 %.

Дослідження [44] переплаву на постійному струмі навпаки показали, що вміст неметалевих включень значно збільшився, коли сталевий стрижень з Fe-Ni переплавляли способом ЕШП. При цьому трохи збільшився вміст кремнію, а вміст марганцю і сірки не змінився. Загальний вміст алюмінію в зливку не перевищував 0,7 %, тоді як

в електроді було лише 0,001 %. Вміст включень залежав і від вмісту глинозему в шлаку. Однак при переплаві електрода з простої вуглецевої сталі збільшення вмісту неметалевих включень становило всього одну десяту від такого для Fe-Ni електрода, й в обох випадках кількість неметалевих включень від полярності електрода не залежала.

Автори у своїй роботі [46] також показали, що зі зменшенням частоти електромагнітні сили стають більш потужними, температура в шлаковій ванні більш однорідною, глибина ванни розплавленого металу зменшується. Зі зменшенням частоти струму відбуваються електрохімічні реакції і атомарний кисень, який утворився в результаті електролізу, розчиняється у ванні розплавленого металу, що веде до збільшення вмісту дисперсних (2...3 мкм) рівномірно розподілених в зливку неметалевих включень.

Таким чином, аналіз результатів розрахунків і експериментальних досліджень показує можливість електрохімічного легування металу при переплаві на постійному струмі, а також використання ефекту зниження вмісту кисню і сірки при цьому. Зниження вмісту кисню і неметалевих включень під час процесу ЕШП має велике значення, оскільки ЕШП часто є останньою технологічною процедурою рафінування рідкої сталі в процесі виробництва високоякісних металовиробів.

Слід відмітити, що електроліз оксидних розплавів [59, 60] сьогодні вважають перспективним клімат-нейтральним процесом, що здатен змінити майбутнє металургійного виробництва. Тому наші подальші дослідження буде зосереджено на моделюванні електрохімічних явищ в шлаках з метою підвищення ефективності ЕШП та, можливо, створення нового гібридного процесу, який би дозволив використати переваги електрохімічного відновлення, легування та/або рафінування для одержання високоякісної сталевих продукції.

## Висновки

В даний час розуміння основ електрохімії, механізму реакцій і ролі електролізу при ЕШП ще не є повним, але постійно ведуться все нові дослідження цих феноменів. Виконаний огляд і аналіз літературних даних дозволяє зробити наступні висновки.

1. ЕШП не є електролітичним процесом за призначенням і катодне виділення металу не є його основним завданням. Проте електрохімічні явища, які відбуваються в шлаку і при його взаємодії з металом слід враховувати, оскільки вони можуть чинити серйозний вплив на стабільність процесу, склад і властивості одержуваного металу.

2. У світі ведуться дослідження явищ електролізу пристосовано до процесу та шлаків ЕШП на постійному струмі. Дослідження впливу полярності електрода та частоти струму дозволяє поглибити наукові знання про електрохімічну природу явищ в процесі ЕШП, механізм і прояви електрохімічних реакцій, вплив умов організації процесу переплаву на швидкість плавлення витратного електрода та чистоту металу за вмістом домішок і неметалевих включень.

3. Проведений аналіз свідчить про додаткові можливості електрохімічного відновлення, легування і рафінування металу при застосуванні постійного струму, що створює передумови розробки нового гібридного клімат-нейтрального процесу, який би суміщав електроліз шлаку і переплав металу для досягнення максимальної ефективності одержання металу високої якості.

### Список літератури/References

- Paton, B.E., Medovar, B.I. (1981) *Electroslag metal*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Medovar, B.I., Shevtsov, V.L., Marinsky, G.S. et al. (1978) *Thermal processes in ESR*. Ed. by B.I. Medovar. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Latash, Yu.V., Medovar, B.I. (1970) *Electroslag remelting*. Moscow, Metallurgy [in Russian].
- Nafziger, R.H. (1976) *The electroslag melting process*. United States Bureau of Mines, Bulletin 669, Washington.
- Medovar, L.B., Saenko, V.Ya., Stovpchenko, A.P. et al. (2010) Electroslag technologies for producing large forging ingots. *Modern Electrometallurgy*, **3**, 5–10 [in Russian].
- Holzgruber, V. (1977) Possibilities and limitations of the impact on the structure and properties of ESR ingots. *Electroslag remelting*. Kiev, Naukova Dumka, 60–75 [in Russian].
- Mitchell, A., Bell, M. (1972) Origin of Oxide Inclusions in Ingots Made by the Electroslag Process. *Canadian Met. Quart.*, **11**(2), 363–369.
- Mitchell, A., Jackson, R.O., Balantine, A.S. (1975) Macro-segregation, fluid motion and heat transfer in the ESR process. *Electroslag remelting*. Kiev, Naukova Dumka, 29–38 [in Russian].
- Klyuev, M.M., Volkov, S.E. (1984) *Electroslag remelting*. Moscow, Metallurgy [in Russian].
- Medovar, L., Petrenko, V., Sybir, A., Stovpchenko, G. (2014) Quality and efficiency of ESR ingots production. In: *Proc. of 2<sup>nd</sup> Int. Conf. Ingot Casting Rolling and Forging (ICRF-2014)*, Milan, 7–9 May 2014, Italy.
- Stovpchenko, G.P., Lisova, L.O., Goncharov, I.O., Gusiev, I.V. (2018) Physico-chemical properties of the ESR slags system  $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-}(\text{MgO}, \text{TiO}_2)$ . *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **89**(2), 64–72.
- Mitchell, A. (2005) Slag functions in the ESR process. LMPC 2005 — Proceedings of the 2005. *Inter. Symp. on Liquid Metal Processing and Casting*, 195–200.
- Paton B.E. (1974) *Technology of electric welding of metals and alloys by fusion*. Moscow, Mechanical engineering [in Russian].
- Mitchell, A., Beynon, G. (1971) Electrode polarization in the DC electroslag melting of pure iron. *Metall. Transact.*, **2**, 3333–3345.
- Medovar, B.I., Tsykulenko, A.K., Dyachenko, D.M. (1990) *The quality of electroslag metal*. Ed. by B.E. Paton, B.I. Medovar. Kiev, Naukova dumka [in Russian].
- Lepinskikh, B.M., Istomin, C.A. (1984) *Electrochemical alloying and modification of metal*. Moscow, Nauka [in Russian].
- Farahat, R., Eissa, M., Megahed, G. et al. (2019) Effect of EAF Slag Temperature and Composition on its Electrical Conductivity. *ISIJ Intern.*, **59**(2), 216–220.
- Hara, Sh., Hashimoto, H., Ogino, K. (1983) Electrical Conductivity of Molten Slags for Electroslag Remelting. *Transact. ISIJ*, **23**, 1053–1058.
- Kenneth, C., Mills, K.C. (1993) The Influence of Structure on the Physico-chemical Properties of Slags. *ISIJ Inter.*, **33**(1), 148–155.
- Mills, K.C. Yuan, L., Jones, R.T. (2011) Estimating the physical properties of slags. *J. of the South African Institute of Mining and Metallurgy*, **111**, 649–658.
- Mills, K.C., Yuchu, S.U., Zushu, L.I., Brooks, R.F. (2004) Equations for the Calculation of the Thermo-physical Properties of Stainless Steel. *ISIJ Intern.*, **44**(10), 1661–1668.
- Park, J.H., Dong, J.M., Joon, M., Song, H.S. (2002) The effect of  $\text{CaF}_2$  on the viscosities and structures of  $\text{CaO-SiO}_2\text{-}(\text{MgO})\text{-CaF}_2$  slags. *Metallurgical and Materials Transactions. Process Metallurgy and Materials Processing Science*, **B. 33B**(5), 723–729.
- Schwenk, M., Bernd, F. (2016) *Role and effects of slag components in ESR processes*.
- Tsunawaki, Y., Iwamoto, N., Hattori, T., Mitsuishi, A. (1981) Analysis of  $\text{CaO-SiO}_2$  and  $\text{CaO-SiO}_2\text{-CaF}_2$  glasses by Raman spectroscopy. *J. of Non-Crystalline Solids*, **44**(2–3), 369–378.
- Zhang, X., Liu, Ch. (2020) Effect of Fluorine on Melt Structure for  $\text{CaO-SiO}_2\text{-CaF}_2$  and  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$  by Molecular Dynamics Simulations. *ISIJ Inter.*, **60**, 2176–2182.
- Hayashi, M., Nabeshima, N., Fukuyama, H., Nagata, K. (2002) Effect of Fluorine on Silicate Network for  $\text{CaO-CaF}_2\text{-SiO}_2$  and  $\text{CaO-CaF}_2\text{-SiO}_2\text{-FeO}_x$  Glasses. *Ibid.*, **42**, 352–358.
- Seetharaman, S., Teng, L., Hayashi, M., Wang, L. (2013) Understanding the Properties of Slags. *Ibid.*, **3**, 1–8.
- Yesin, O.A. (1946) *The electrical nature of liquid slag*. Sverdlovsk, Publishing house of the House of Technology of the Ural Industrial Institute by Kirov [in Russian].
- Esin, O.A., Geld, P.V. (1966) *Physical chemistry of pyrometallurgical processes*. 2<sup>nd</sup> ed. Rev. and additional. Moscow, Metallurgy [in Russian].
- Frumkin, A.N., Bagotsky, V.S., Iofa, Z.A., Kabanov, B.N. (1952) *Kinetics of electrode processes*. Moscow, Moscow University Press [in Russian].
- Hamann, W. (1985) Vielstich: Elektrochemie I — Elektrolytische Leitfähigkeit, Potentiale, Phasengrenzen, aus der Reihe: taschentext, 2. überarbeitete Auflage. VCH-Verlagsgesellschaft. *Weinheim*, **90**(2), 20–25.
- Rieger, P. H. (1994) *Electrochemistry*. Chapman and Hall, One Penn Plaza. New York, London.
- Popel, S.I., Sotnikov, A.I., Boronenkov, V.N. (1986) *Theory of metallurgical processes*. Moscow, Metallurgy [in Russian].
- Mitchell, A. (2016) Electrochemical Aspects of the ESR Process. IOP Conference Series. *Materials Sci. and Engineering*, 143–156.
- Kato, M., Hasegawa, K., Nomura, S., Inouye, M. (1983) Transfer of Oxygen and Sulfur during Direct Current Electroslag Remelting. *Transact. ISIJ*, **23**(7), 618–627.
- Kojima, Y., Kato, M., Nomura, S., Inouye, M. (1977) On the Oxygen Transfer during Direct Current Electroslag Remelting of Carbon Steel. *J. Stage*, **63**(13), 2191–2197.

37. Etienne, M. (1970) *The loss of reactive elements during electroslag processing of iron-base alloys*. Ph.D. Thesis, University of British Columbia.
38. Schwerdtfeger, K., Norbert, N., Detief, K. (1982) Archiv fur das Eisenhüttenwesen. *Wiley Online Library*, **53**, 463–468.
39. Kawakami, M., Nagata, K., Murayama, M. et al. (1973) Tetsu-to-Hagane. *J. Iron Steel Inst.*, **63**, 2161–2171.
40. Karimi-Sibaki, E., Kharicha, A., Wu, M. et al. (2017) Toward Modeling of Electrochemical Reactions during Electroslag Remelting (ESR) Process. *Steel Research Inter.*, **88(5)**, 1–8.
41. Karimi-Sibaki, E., Kharicha, A., Wu, M. et al. (2019) Modeling electrochemical transport of ions in the molten  $\text{CaF}_2\text{-FeO}$  slag operating under a DC voltage. *Applied Mathematics and Computation, Elsevier*, **357(C)**, 357–373.
42. Karimi-Sibaki, E., Kharicha, A., Wu, M. et al. (2020) A Numerical Investigation on the Electrochemical Behavior of  $\text{CaO}$  and  $\text{Al}_2\text{O}_3$  in the ESR Slags. *Metallurgical and Materials Transact. B*, 871–879.
43. Matthew, J.M., Krane, A., Jardy, Williamson, L., Beaman, J. (2013) *Proceedings of the 2013 Inter. Symp. on Liquid Metal Processing & Casting*. Edited, Springer International Publishing.
44. Kawakami, M., Takenaka, T., Ishikawa, M. (2002) Ironmaking Steelmaking Electrode reactions in dc electroslag remelting of steel rod. *Ironmaking & Steelmaking*, **29(4)**, 287–292.
45. Kharicha, Ab., Wu, M., Ludwig, A. et al. (2012) Influence of the Frequency of the Applied AC Current on the Electroslag Remelting Process. *Modeling and Simulation in Materials Processing*, 13–19.
46. Chang, L. et al. (2009) Effect of low-frequency AC power supply during electroslagremelting on qualities of alloy steel. *J. of Iron and Steel Research Inter.*, **16**, 7–11.
47. Mitchell, A., Nafziger, R. H. et al. (1977) Electrochemical Reactions in Electroslag Process. Bulletin 669, *The Electroslag Melting Process*, Albany Metallurgy Research Center, Albany, Oreg., CH.2, 15–25.
48. Kharicha, A., Ludwig, A., Wu., M. (2005) Simulation of droplet formation during DC Electroslag remelting process. In: *Proc. of 1st Inter. Conf. Brno, 25–27 October 2005*, 343–360.
49. Kharicha, A., Alemany, A., Bornas, D. (2005) Hydrodynamic Study of a Rotating MHD Flow in a Cylindrical Cavity by Ultrasound Doppler Shift Method. *Inter. J. of Engineering Sci.*, 589–615.
50. Minh, N.O., King, T.B. (1979) The contribution of electrochemical reactions to sulfur transfer from electrode to slag in electroslag remelting. *Metall. Transact. B*, **10**, 623.
51. Zhang, J.W., Guo, P.M., Li, Z.B. (2000) Study on electro-capillary oscillation in ESR system. *Iron Steel*, **35(5)**, 23–26.
52. Shi, Cheng-bin, Huang, Yi, Zhang, Jian-xiao, Li, Jing, Zheng, Xin. (2021) Review on desulfurization in electroslag remelting. *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, **28(1)**, 18–29.
53. Aksenov, I.A., Matveeva, M.A., Chumanov, I.V. (2019) Influence of the ESR parameters on the removal of sulfur. *Russ. Metall.*, **6**, 601–607.
54. Wang, Q., Liu, Yu, He, Zhu et al. (2017) Numerical Analysis of Effect of Current on Desulfurization in Electroslag Remelting Process. *ISIJ Inter.*, **57**, 329–336.
55. Wang, Q., Liu, Yu, Wang, F. et al. (2017) Numerical Study on the Effect of Electrode Polarity on Desulfurization in Direct Current Electroslag Remelting Process. *Metallurgical and Materials Transact. B*, **48(5)**, 2649–2663.
56. Paar, A., Schneider, R., Zeller, P. et al. (2013) Influence of the Polarity on the Cleanliness Level and the Inclusion Types in the ESR Process. In: *Proc. of Int. Symp. on Liquid Metal Processing*, 29–36.
57. Reinhold, S. E., Schneider, M., Müller, P. et al. (2016) Effects of Low Frequency Alternating Currents on the Electro-Slag Remelting Process. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, **1**, 20–26.
58. Du, G., Li, J., Wang, Zhong-Bing (2018) Effect of Operating Conditions on Inclusion of Die Steel during Electroslag Remelting. *ISIJ Inter.*, **58(1)**, 78–87.
59. Wang, H., Jang, Y.I., Huang, B. et al. (1999) TEM study of electrochemical cycling-induced damage and disorder in  $\text{LiCoO}_2$  cathodes for rechargeable lithium batteries. *J. of Electrochemical Society*, **146(2)**, 473–480.
60. Wang, D, Gmitter A., Sadoway D. (2011) Production of oxygen gas and liquid metal by electrochemical decomposition of molten iron oxide. *Ibid.*, **158(6)**, 51–54.

## ELECTROCHEMICAL PROCESSES IN ELECTROSLAG MELTING (REVIEW)

G.P. Stovpchenko, A.V. Kadilnikova

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

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

Electroslag remelting is the leading processes of special melting for high-quality steels and alloys production. In terms of mechanical (especially plasticity), service properties, density and cleanness, the ESR steels significantly shift the similar materials produced by methods of traditional metallurgy. The degree of steel composition refining depends on slag chemistry and properties, which determine the thermal efficiency and affects the temperature regime of a metal bath and conditions of an ingot solidification. Electrolysis is not the primary process and purpose of ESR; however, since the transfer of electric current in molten slags is carried out by ions mainly, the electrochemical reactions change the composition of both the slag and metal. The article analyzes state-of-the-art research revealing the nature of electrochemical processes and the main cathodic and anodic reactions at the ESR-type processes using direct current, in view of the possibilities of obtaining less sulphur and oxygen content in the steel. The effect of direct current polarity onto an electrode melting rate are considered. The topical issues for further research on the electrochemical side of the ESR process have been outlined in order to increase its efficiency and create new applications of the process. Ref. 60, Fig. 8.

*Keywords:* electroslag remelting; slag; ionic melt; electrochemical; cathodic and anodic reactions; electrical conductivity; viscosity; electrode polarity

Надійшла до редакції 23.06.2021

## ВИРОБНИЦТВО ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ЗЛИВКІВ ТИТАНУ СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ

С.В. Ахонін<sup>1</sup>, О.М. Пікулін<sup>1</sup>, В.О. Березос<sup>1</sup>, А.Ю. Северин<sup>1</sup>, О.Г. Єрохін<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>ДП «НПЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України».

03028, м. Київ, вул. Ракетна, 26. E-mail: titan.paton@gmail.com

Проведено комплексні дослідницькі роботи по отриманню великогабаритних зливок титанового сплаву Grade 2 діаметром 1100 мм та довжиною до 3 м способом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю на виробничих потужностях ДП «НПЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України» в багатофункціональній електронно-променевої установці УЕ5810. Показано, що при виробництві великогабаритних зливок титану способом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю втрати енергії на випромінювання і випаровування необхідно компенсувати за рахунок продуктивності процесу плавки з урахуванням загальних втрат металу на випаровування. В результаті досліджень визначено, що вміст в металі отриманого зливку домішкових елементів відповідає вимогам стандарту, причому концентрація водню не перевищує 0,002 %, що в 7 разів менше максимально допустимого стандартом значення, а підвищеного вмісту кисню та азоту як в донній, так і в головній частинах зливка не виявлено. Показано, що в металі великогабаритного зливка титану, отриманого способом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю, відсутні внутрішні дефекти у вигляді неметалевих включень, пор і нещільностей та не спостерігається істотна різниця в макроструктурі центральної та периферійної зон зливка, яка характерна для зливок вакуумно-дугового переплаву. Бібліогр. 15, табл. 1, рис. 6.

*Ключові слова:* електронно-променева плавка з проміжною ємністю; електронно-променева установка; великогабаритний зливок; титан; домішковий елемент; ультразвуковий контроль; неметалеві включення; макроструктура

Титан, за сукупністю фізико-хімічних властивостей, є одним з найважливіших сучасних конструкційних матеріалів, який по поширеності в земній корі займає четверте місце, поступаючись лише алюмінію, залізу і магнію. Ця обставина дозволяє вважати його майже універсальним і необхідним матеріалом для різних конструкцій нової техніки в усіх галузях сучасної промисловості.

На даний момент титан та його сплави виробляються способами спеціальної електрометалургії: вакуумно-дуговим переплавом (ВДП); плазмово-дуговим переплавом (ПДП); вакуумно-індукційною плавкою (ВІП); електрошлаковою технологією (ЕШТ) плавки титану; електронно-променевою плавкою (ЕПП) титану [1–4].

Найбільшого поширення набула технологія вакуумно-дугового переплаву витратного електрода. З точки зору рафінування металу і видалення неметалевих включень високої і низької щільності найбільш перспективною є електронно-променева плавка з проміжною ємністю (ЕППЄ). При ЕППЄ можливо в широких межах регулювання швидкості плавлення зливка, завдяки незалежному джерелу нагріву, що, в свою чергу, дозволяє регулювати тривалість перебування металу в рідкому перегрітому стані. ЕППЄ є технологією, що дозволяє практично повністю за-

безпечити видалення тугоплавких включень високої і низької щільності [3, 5]. Процес ЕППЄ здійснюється в вакуумі 0,1...0,01 Па, що практично виключає додаткове забруднення титану газовими домішками, що дозволяє використовувати в якості вихідної шихти до 100 % брухту та губчастого титану зниженої якості без його попереднього пресування в витратний електрод. Технологія ЕППЄ також дозволяє виплавляти зливки титанових сплавів як круглого, так і квадратного перетину, а також зливки-сляби [6].

Підвищення ККД енергетичних установок вимагає створення парових і газових турбін великої потужності. Для збільшення потужності необхідне збільшення деяких параметрів турбін і передусім габаритів основних деталей — роторів і дисків. Для виробництва таких деталей потрібні напівфабрикати у вигляді зливок великих розмірів, але масштабний фактор значно впливає на структуру та властивості металу зливок. Як відзначають сучасні дослідники, для класичного процесу ВДП існують критичні розміри зливок, вище яких неможливо отримати зливок задовільної якості. А також, що при виробництві зливок титанових сплавів способом ВДП через нестабільний рух дуги або різкі зміни режиму потоку рідкого металу виникають нестабільні умови кристалізації, що призводить до ймовірності ви-

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, О.М. Пікулін — <https://orcid.org/0000-0001-6327-3448>,  
В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>, А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>,  
О.Г. Єрохін — <https://orcid.org/0000-0003-2105-5783>

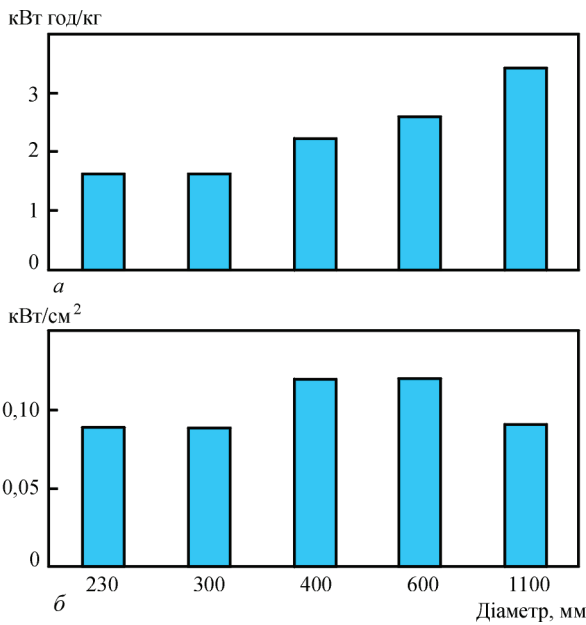


Рис. 1. Залежність витрати електроенергії (а) та питомої потужності електронно-променевого нагріву (б) від діаметра зливка

никнення ряду дефектів у зливку, та рекомендують зменшення швидкості процесу вакуумно-дугового плавлення або використання плазмово-дугового переплаву та електронно-променевої плавки з проміжною ємністю [7–11]. Тому в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України проведено комплексні дослідницькі роботи по отриманню великогабаритних зливків титану способом електронно-променевої плавки [12]. З метою оптимізації процесу плавки та отримання зливків з гарантованим хімічним складом, а також мінімізації втрат на випаровування при ЕПП великогабаритних зливків титану проведені математичні розрахунки технологічних параметрів нагріву поверхні зливка в кристалізаторі, за результатами яких було встановлено залежність глибини рідкої ванни

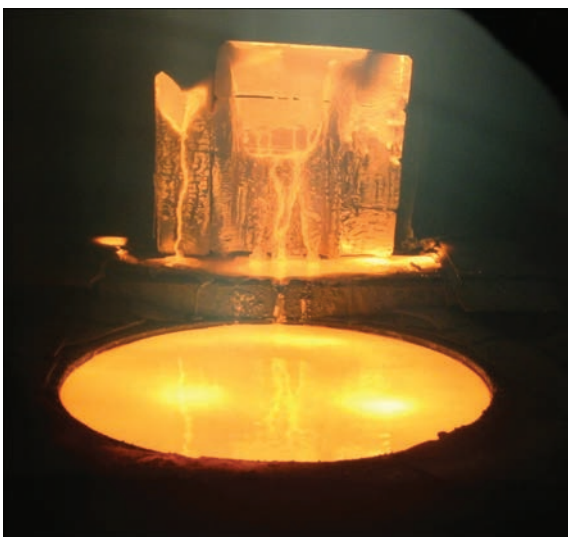


Рис. 2. Процес плавки зливка діаметром 1100 мм титанового сплаву Grade 2

і загальних втрат металу на випаровування від продуктивності процесу плавки [12].

Встановлено, що при ЕППЄ в результаті збільшення площі рідкого металу в проміжній ємності та кристалізаторі відбувається зростання втрат енергії на випромінювання і випаровування [13]. Тому виплавка великогабаритних зливків титану вимагає підвищеної уваги до енергетичних аспектів процесу плавки. Втрати енергії на випромінювання і випаровування повинні компенсуватися продуктивністю процесу плавки з урахуванням загальних втрат металу на випаровування. Необхідно також враховувати, що з точки зору теорії кристалізації глибина рідкої ванни в кристалізаторі не повинна перевищувати половини діаметра зливка. Так було встановлено, що при збільшенні діаметра циліндричного зливка збільшується витрата електроенергії для виробництва 1 кг зливка. При цьому максимальна питома потужність електронно-променевого нагріву спостерігається для зливків діаметром 400...600 мм (рис. 1).

Можливості отримання зливків титану великих діаметрів сприяє введення в експлуатацію потужних установок електронно-променевого переплаву з проміжною ємністю. Так, в ході дослідницьких робіт проводили виплавку (рис. 2) великогабаритних зливків з титанового сплаву Grade 2 на виробничих потужностях ДП «НВЦ «Титан» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України» в багатофункціональній електронно-променевої установці UE5810 (рис. 3) з використанням запропонованих режимів електронно-променевого нагріву зливка в кристалізаторі. Конструкція установки відрізняється високою технологічністю при проведенні деяких процесів, що досягається шляхом нескладної заміни одного технологічного оснащення на інше, що дозволяє проводити плавку зливків круглого перетину діаметром до 1200 мм, прямокутного — до 420×1300 мм і довжиною до 4000 мм, а також дає можливість обпалювати бічну поверхню зливків для виключення механічної обробки.

В результаті проведених досліджень були отримані великогабаритні зливки з титанового сплаву Grade 2 діаметром 1100 мм та довжиною до 3 м (рис. 4, а).

Дослідження якості виплавленого зливка показали, що його поверхня після охолодження в вакуумі чиста, на поверхні відсутні окислений або альфований шар. Глибина поверхневих дефектів у вигляді гофр, що характерні для електронно-променевої плавки, становить не більше 1...3 мм. Дефекти у вигляді розривів, тріщин або несплавлення відсутні.

Для подальшої деформаційної обробки поверхневий шар отриманого методом ЕППЄ вели-



Рис. 3. Багатофункціональна електронно-променева установка UE5810

когабаритного зливка титанового сплаву Grade 2 діаметром 1100 мм був видалений на глибину до 10 мм шляхом механічної обробки (рис. 4, б).

Дослідження хімічного складу отриманого зливка показали (таблиця), що вміст домішкових елементів відповідає вимогам стандарту титанового сплаву Grade 2, причому концентрація водню в титані не перевищує 0,002 %, що в 7 разів менше максимально допустимого стандартом значення. Підвищеного вмісту кисню та азоту як в донній, так і в головній частинах зливка не виявлено.

Найважливішим критерієм якості титанових зливків є відсутність в металі неметалевих включень, особливо у вигляді азотовмісних альфованих частинок або нітридів титану [14]. Ці частинки, утворюючи дефекти, негативно впливають на механічні властивості титанових сплавів тому, що механічні властивості (твердість і пластичність) газовмісних включень помітно відрізняються від відповідних характеристик матриці сплаву. Дефекти у вигляді тріщин зароджуються в зоні контакту дефект–матриця при навантаженні, що призводить до катастрофічного руйнування сильно навантажених деталей [14, 15]. При переплаві титану за технологією електронно-променевої плавки з проміжною ємністю створюються термічні і фізико-хімічні умови, що забезпечують видалення вищевказаних включень.

Для визначення в титанових зливках внутрішніх дефектів у вигляді неметалевих включень, пор і нещільностей використовували метод ультразвукової дефектоскопії. Дослідження зливків проводили шляхом послідовного ручного сканування бічної поверхні по радіусу уздовж поздовжньої осі зливка. Для забезпечення охоплення всього обсягу зливка скануванню піддавали всю його бокову поверхню.

Наявність різнозернистості та крупнозернистої структури в литому металі при проведенні ультразву-

кового неруйнівного контролю зазвичай викликає збільшення коефіцієнта загасання ультразвукових хвиль і є причиною зниження амплітуди донного сигналу відлуння. При контролі зливка діаметром 1100 мм використовували перетворювач ультразвуковий П121-1,25-40-М-003 частотою 1,25 МГц, який забезпечує менший коефіцієнт загасання і краще співвідношення сигнал/шум.

При дослідженні зливка спостерігалися множинні відлуння малої амплітуди. Це типowo для литого металу і є результатом відображення сиг-



Рис. 4. Зовнішній вигляд зливка титанового сплаву Grade 2 діаметром 1100 мм після ЕППЕ (а) та механічної обробки (б)

Хімічний склад металу зливка діаметром 1100 мм титанового сплаву Grade 2, отриманого способом ЕППЄ, мас. %

Сплав	Частина зливка	Місце відбору проби	С	Fe	O	N	H	Інші елементи	
								max кожного	max всього
Grade 2	Верх	Поверхня	0,01	0,05	0,10	0,01	0,002	–	0,13
		1/2 радіусу	0,01	0,05	0,10	0,01	0,002	–	0,11
		Центр	0,01	0,04	0,10	0,01	0,002	–	0,11
	Середина	Поверхня	0,01	0,04	0,10	0,01	0,002	–	0,12
		Поверхня	0,02	0,06	0,12	0,02	0,002	–	0,12
		1/2 радіусу	0,01	0,06	0,12	0,01	0,002	–	0,10
Низ	1/2 радіусу	0,01	0,06	0,12	0,01	0,002	–	0,10	
	Центр	0,01	0,05	0,12	0,01	0,002	–	0,10	
ASTM B348-10			0,08	0,30	0,25	0,03	0,015	0,10	0,40



Рис. 5. Типовий УЗК скан середньої частини зливка діаметром 1100 мм

налу від границь зерен (рис. 5). Проведеним аналізом не виявлено відлуння, які можна було б інтерпретувати як великі неметалеві включення, пори та усадкові раковини. На скані чітко визначається відлуння донного імпульсу. В районі введення зондуючих сигналів присутні шуми, які обумовлені нещільним приляганням датчика до поверхні зливка, яке не вдається компенсувати застосуванням ущільнюючої рідини.

Макроструктуру зливка вивчали на поперечних темплетях, які вирізали на відстані 150 мм від головної та донної частин зливка. Виявлення структури проводили травленням темплетів у 15%-ному розчині фтористої кислоти з додаванням 3%-ної азотної кислоти при кімнатній температурі.

Аналіз макроструктури зливка діаметром 1100 мм показав, що отриманий метал щільний, однорідний, з відсутністю зон по перетину зливка, що по-різному травляться (рис. 6). Істотної різниці в структурі центральної і периферійної зон зливка не спостерігається, характерної для зливоків ВДП сегрегації легуючих елементів не виявлено. Макроструктура металу на досліджуваному темплеті характеризувалася кристалами близькими до рівноважних розміром від 25 до 50 мм.

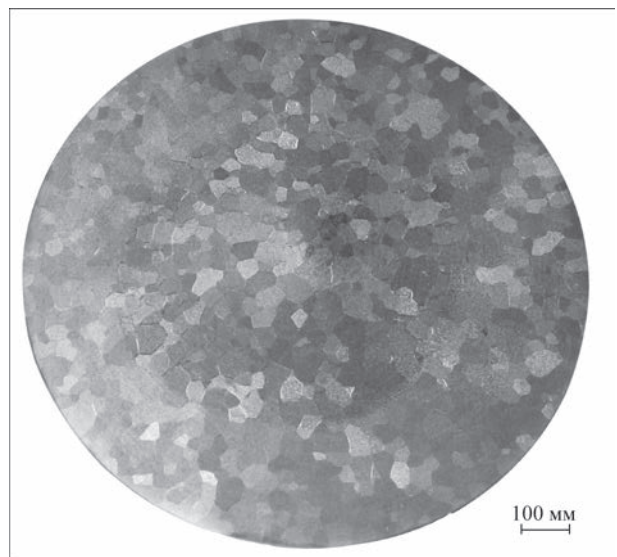


Рис. 6. Макроструктура зливка діаметром 1100 мм сплаву Grade 2

Таким чином, технологія ЕППЄ дає можливість отримувати великогабаритні зливки титану та його сплавів, які відповідають всім вимогам, що пред'являються промисловістю до якості їх металу, та дозволяє організувати в Україні конкурентоспроможне виробництво таких зливоків.

**Висновки**

1. Проведені дослідницькі роботи показали, що при виробництві великогабаритних зливоків титану способом ЕППЄ втрати енергії на випромінювання і випаровування необхідно компенсувати за рахунок продуктивності процесу плавки з урахуванням загальних втрат металу на випаровування.

2. Встановлено, що в металі отриманого великогабаритного зливка діаметром 1100 мм титанового сплаву Grade 2 вміст домішкових елементів відповідає вимогам стандарту, причому концентрація водню не перевищує 0,002 %, що в 7 разів менше максимально допустимого стандартом значення, а підвищеного вмісту кисню та азоту як в донній, так і в головній частинах зливка не виявлено.



3. Дослідження якості отриманого зливка показало, що в металі відсутні внутрішні дефекти у вигляді неметалевих включень, пор і нещільностей та не спостерігається істотна різниця в макроструктурі центральної та периферійної зон зливка, що характерна для зливок ВДП.

### Список літератури

1. Каблов Е.Н. (2012) Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г. *Авиационные материалы и технологи*, **8**, 7–17.
2. Рябцев А.Д., Троянский А.А., Фридрих Б. и др. (2014) Легирование титана углеродом в процессе камерного электрошлакового переплава. *Современная электрометаллургия*, **2**, 3–9.
3. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Москва, ВИЛС-МАТИ.
4. Леоха Ф.Л., Ратиев С.Н. (2012) Современные способы получения сплавов титана, легированных кислородом. *Науківі праці Донецького національного технічного університету. Сер. Металургія*, **1–2**, 85–94.
5. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. (2008) *Електронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреакционных металлов*. Киев, Наукова думка.
6. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахоин С.В. (2003) Перспективные технологии электронно-лучевой плавки титана. *Титан*, **2**, 20–25.
7. Kelkar K., Mitchell A. (2020) *Beta Fleck formation in Titanium Alloys the 14<sup>th</sup> World Conference on Titanium (Ti 2019) MATEC Web of Conferences*, **321**, 1001. doi.org/10.1051/mateconf/202032110001.
8. Mitchell A., Kawakami A. (2007) Segregation and solidification in titanium alloys. *Ti-2007 Science and Technology*. The Japan Institute of Metals. [https://cdn.ymaws.com/titanium.site-ym.com/resource/resmgr/ZZ-WCTP2007-VOL1/2007\\_Vol\\_1\\_Pres\\_35.pdf](https://cdn.ymaws.com/titanium.site-ym.com/resource/resmgr/ZZ-WCTP2007-VOL1/2007_Vol_1_Pres_35.pdf)
9. Hongchao Kou, Yingjuan Zhang, Pengfei Li et al. (2014) Numerical simulation of titanium alloy ingot solidification structure during VAR process based on three-dimensional CAFE method. *Rare Metal Materials and Engineering*, **43(7)**, 1537–1542. [https://doi.org/10.1016/S1875-5372\(14\)60120-X](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(14)60120-X).
10. Gao L., Huang H., Jiang Y. et al. (2020) Numerical study on the solid–liquid interface evolution of large-scale titanium alloy ingots during high energy consumption electron beam cold hearth melting. *JOM*, **72**, 1953–1960. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04089-5>
11. Zhang Yong, Kou Hongchao, Li P. et al. (2012). Simulation on solidification structure and shrinkage porosity (hole) in TC4 ingot during vacuum arc remelting process. *Tezhong Zhuzao Ji Youse Hejin/Special Casting and Nonferrous Alloys*, **32**, 418–421.
12. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Березос В.А. и др. (2010) Производство крупногабаритных слитков жаропрочных сплавов на основе титана методом электронно-лучевой плавки. *Современная электрометаллургия*, **3**, 11–14.
13. Жук Г.В., Тригуб Н.П., Фесан А.А. (2008) Энергетические характеристики процесса ЭЛПЕ титановых сплавов. *Там же*, **4**, 20–21.
14. Соболевская Т.Д., Гишкина В.И., Коваленко Т.А. (2009) Влияние качества губчатого титана на наличие дефектов в полуфабрикатах и деталях из титановых сплавов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудівництві*, **2**, 50–54.
15. Илларионов А.Г., Попов А.А. (2014) *Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учебное пособие*. Екатеринбург, Издательство Уральского университета.

### References

1. Kablov, E.N. (2012) Strategic directions in development of materials and technologies of their processing up to 2020. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, **8**, 7–17 [in Russian].
2. Ryabtsev, A.D., Troyansky, A.A., Fridrikh, B. et al. (2014) Alloying of titanium with carbon in the process of chamber electroslag remelting. *Sovrem. Elektrometall.*, **2**, 3–9 [in Russian].
3. Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) Titanium alloys. *Composition, structure, properties*. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
4. Leokha, F.L., Ratiev, S.N. (2012) Modern methods for producing titanium alloys doped with oxygen. *Naukovi Pratsi DNTU. Ser. Metalurgiya*, **1–2**, 85–94 [in Russian].
5. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V. (2008) *Electron beam melting of refractory and high-reactive metals*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V. (2003) Promising technologies of electron beam melting of titanium. *Titan*, **2**, 20–25 [in Russian].
7. Kelkar, K., Mitchell, A. (2020) *Beta Fleck formation in Titanium Alloys the 14<sup>th</sup> World Conference on Titanium (Ti 2019) MATEC Web of Conferences*, **321**, 1001. doi.org/10.1051/mateconf/202032110001.
8. Mitchell, A., Kawakami, A. (2007) Segregation and solidification in titanium alloys. *Ti-2007 Science and Technology*. The Japan Institute of Metals. [https://cdn.ymaws.com/titanium.site-ym.com/resource/resmgr/ZZ-WCTP2007-VOL1/2007\\_Vol\\_1\\_Pres\\_35.pdf](https://cdn.ymaws.com/titanium.site-ym.com/resource/resmgr/ZZ-WCTP2007-VOL1/2007_Vol_1_Pres_35.pdf)
9. Hongchao Kou, Yingjuan Zhang, Pengfei Li et al. (2014) Numerical simulation of titanium alloy ingot solidification structure during VAR process based on three-dimensional CAFE method. *Rare Metal Materials and Engineering*, **43(7)**, 1537–1542. [https://doi.org/10.1016/S1875-5372\(14\)60120-X](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(14)60120-X).
10. Gao, L., Huang, H., Jiang, Y. et al. (2020) Numerical study on the solid–liquid interface evolution of large-scale titanium alloy ingots during high energy consumption electron beam cold hearth melting. *JOM*, **72**, 1953–1960. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04089-5>
11. Zhang Yong, Kou Hongchao, Li, P. et al. (2012). Simulation on solidification structure and shrinkage porosity (hole) in TC4 ingot during vacuum arc remelting process. *Tezhong Zhuzao Ji Youse Hejin/Special Casting and Nonferrous Alloys*, **32**, 418–421.
12. Paton, B.E., Trigub, N.P., Berezos, V.A. et al. (2010) Production of large ingots of titanium-based creep-resisting alloys by electron beam melting. *Advances in Electrometall.*, **3**, 168–171.
13. Zhuk, G.V., Trigub, N.P., Fesan, A.A. (2008) Energy characteristics of EBCHM process of titanium alloys. *Ibid.*, **4**, 13–15.
14. Sobolevskaya, T.D., Gishkina, V.I., Kovalenko, T.A. (2009) Influence of quality of sponge titanium on presence of defects in semi-finished products and parts from titanium alloys. *Novi Materialy i Tekhnologii v Metalurgii ta Mashynobudivnytstvi*, **2**, 50–54 [in Russian].
15. Illarionov, A.G., Popov, A.A. (2014) *Technological and service properties of titanium alloys: Tutorial*. Ekaterinburg, Izdvo Ural. Un-ta [in Russian].

PRODUCTION OF LARGE-SIZED TITANIUM INGOTS  
BY THE METHOD OF ELECTRON BEAM MELTING

S.V. Akhonorin<sup>1</sup>, O.M. Pikulin<sup>1</sup>, V.O. Berezos<sup>1</sup>, A. Yu. Severin<sup>1</sup>, O.G. Erokhin<sup>2</sup>

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

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

<sup>2</sup>SC «SPC «Titan» of the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine»

26 Raketna Str., 03028, Kyiv, Ukraine. E-mail: titan.paton@gmail.com

Comprehensive research was performed on producing large-sized ingots of 1100 mm dia and up to 3 m length from Grade 2 titanium alloy by the method of cold-hearth electron beam melting in the production facilities of SC «SPC «Titan» of the E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine» in a multifunctional electron beam unit UE5810. It is shown that in production of large-sized titanium ingots by cold-hearth electron beam melting the energy losses for radiation and evaporation should be compensated by the efficiency of the melting process, taking into account the general metal losses for evaporation. As a result of the studies, it was determined that the content of impurity elements in the metal of the produced ingot meets the requirements of the standard, hydrogen concentration being not higher than 0.002 % that is 7 times smaller than the maximum value allowed by the standard, and no increased content of oxygen or nitrogen was found either in the ingot bottom or head parts. It is shown that the metal of the large-sized titanium ingot produced by cold-hearth electron beam melting has no internal defects in the form of nonmetallic inclusions, pores or discontinuities, and no significant difference is observed between the macrostructure of the ingot central and peripheral zones, which is characteristic for ingots in vacuum arc remelting. Ref. 15, Tabl. 1, Fig. 6.

*Key words: cold-hearth electron beam melting; electron beam installation; large-sized titanium ingot; titanium; impurity element; ultrasonic testing; nonmetallic inclusions; macrostructure*

Надійшла до редакції 20.05.2021

# ЖУРНАЛИ для професіоналів



Видається з 1948 р.  
Виходить 12 разів на рік  
ISSN 0005-111X  
doi.org/10.37434/as  
Передплатний індекс 70031

Видається з 2000 р.  
Виходить 12 разів на рік  
ISSN 0957-798X  
doi.org/10.37434/trwj  
Передплатний індекс 21791

Журнали входять до Переліку наукових фахових видань України

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



Видається з 1989 р.  
Виходить 4 рази на рік  
ISSN 0235-3474  
doi.org/10.37434/dnk  
Передплатний індекс 74475



Видається з 1985 р.  
Виходить 4 рази на рік  
ISSN 2415-8445  
doi.org/10.37434/sem  
Передплатний індекс 70693

# ПРОБЛЕМИ ТА ЇХ ВИРІШЕННЯ ПРИ ВИКОРИСТАННІ ПАРОВОДЯНИХ ПЛАЗМОТРОНІВ ПІДВИЩЕНОЇ ПОТУЖНОСТІ

С.В. Петров

Інститут газу НАН України. 03113, м. Київ, вул. Дегтярівська, 39. E-mail: vizana.sp@gmail.com

Реалізація нових технологій багатотоннажної плазмохімії потребує розробки надійних високоресурсних плазмотронів підвищеної потужності. В процесі роботи плазмотрона найбільш інтенсивному зношуванню підлягає катод, ресурс анода вище приблизно в два рази. Розроблено оригінальні конструкції пароводяних плазмотронів непрямої дії з застосуванням двох типів катодних вузлів — вольфрамовим (ПЛР-3П) та мідним трубчатим (ПЛР-4П). В останньому низький рівень ерозії трубчатого катода забезпечується розподілом теплового потоку від точки опори дуги на велику область внаслідок її швидкого руху (~ 100 м/с) завдяки газодинамічним і магнітним силам, що діють на радіальну ділянку дуги. При цьому дугова пляма сканує робочу поверхню електрода, перебуваючи між аеродинамічною та магнітною площинами. При роботі плазмотрона ПЛР-4П на струмі 300 А ерозія катода складала для повітря  $9 \cdot 10^{-7}$  г/Кл, а для водяної пари —  $3 \cdot 10^{-7}$  г/Кл. Крім того, з водяним паром поверхня катода залишається чистою і рівень ерозії не залежить від часу роботи, а при роботі на повітрі поверхня покривається чорною плівкою закису міді (CuO). Встановлено, що внаслідок флуктуацій струму і напруги, газодинамічної нестійкості вихрової течії в глухому електроді можливе самопогасіння електричної дуги. Щоб уникнути самопогасіння електричної дуги для живлення пароводяних плазмотронів підвищеної потужності (100...500 кВт) слід застосовувати 12-фазні схеми випрямлення. Бібліогр. 27, рис. 6.

*Ключові слова:* пароводяний плазмотрон; трубчатий катод; ерозія; магнітно-вихрова стабілізація дуги; самопогасання дуги

Доведено, що використання пароводяної плазми значно підвищує ефективність процесів газифікації [1–4], конверсії різних видів вуглецевмісної сировини [5, 6], а також питомий вихід рідких палив [7] і водню [8, 9]. Причому збільшення їх виходів досягається з підвищенням частки водяної пари, а зростання тепловмісту призводить до зменшення баластних домішок ( $\text{CO}_2$ ,  $\text{N}_2$ ) в синтезі газу. Присутність пари в реакторі забезпечує підвищення ефективності крекінгу і каталітичної конверсії смол [10, 11]. Пароводяна плазма в залежності від температури складається з водню, кисню та їх похідних ( $\text{H}$ ,  $\text{O}$ ,  $\text{OH}$ ,  $\text{H}^+$ ,  $\text{O}^+$ ,  $\text{O}^{++}$ ) і електронів. Такий склад визначає її плазмохімічні та теплові взаємодії з іншими речовинами. А саме, в пароводяній плазмі водень і кисень в рівній мірі приймають участь в процесах газифікації, у котрих утворений синтез газу ( $\text{CO} + \text{H}_2$ ) вміщує найбільшу кількість водню за рахунок повного запозичення його із  $\text{H}_2\text{O}$ . Пароводяна плазма не вміщує токсичні компоненти типу  $\text{NO}_x$  в відмінності від повітряної плазми. Пароводяна плазма з успіхом може бути розповсюджена також на атомні електростанції в їх головному напрямку, пов'язаному з отриманням ядерного палива, яким є пресовані із діоксиду урану ( $\text{UO}_2$ ) таблетки. Виконані дослідження з використання пароводяних плазмотронів [12] показують, що найкращою технологією виробництва ядерно-

го палива є технологія з участю електродугових пароводяних плазмотронів. Таким чином, пароводяна плазма, як найбільш доступна, невибухобезпечна і високоентальпійна, може з успіхом використовуватись в різних технологічних процесах.

Найбільш ефективними пристроями для отримання водяної пари з підвищеними термодинамічними властивостями є електродугові плазмотрони. В основному сучасні парові плазмотрони працюють на постійному струмі. З історичної точки зору в першу чергу заслуговують увагу водостабілізовані плазмові пальники, які впродовж декількох десятиліть розроблялися в Інституті фізики плазми Чеської академії наук [13, 14] (потужність 30...130 кВт, струм 200...500 А). Такі плазмотрони генерують високоентальпійну плазму водяної пари і їх основне застосування призначається для плазмового наплення захисних покриттів. Також вони мають перспективу застосування для переробки відходів і газифікації біомаси з отриманням синтезу газу. Узагальнюючі дослідження різних авторів в галузі технологічного застосування пароводяної плазми наведені в роботі [15]. Слід зазначити, що особлива увага наділяється пароводяній плазмі, отриманої в електродугових плазмотронах. Досвід свідчить, що саме за цим способом плазмогенерації велике майбутнє, оскільки, володіючи високим коефіцієнтом корисної дії, електродугові плазмотрони практично не мають обмежень як по потужності, так і витратам плаз-

С.В. Петров — <https://orcid.org/0000-0003-0373-8003>

© С.В. Петров, 2021

моутворюючого середовища, що особливо важливо для багатотоннажного виробництва.

В результаті розробки конструкцій і схем парових плазмотронів різного призначення фірмою «ЕПОС-Інженіринг» в 1980–2019 рр. створений уніфікований ряд плазмотронів для плазмохімії потужністю 50, 100, 500 кВт [16]. Компанія «High Temperature Technologies Corp» (Канада) пропонує для газифікації різних відходів паровий плазмотрон Model PPT-ST-Steam Plasma Arc Torches потужністю 50...200 кВт [17]. Інша Канадська компанія «PyroGenesis» розробила і пропонує систему пароплазмового крекінгу хімікатів SPARC-10™ для холодоагенту продуктивністю 50 кг/год з паровим плазмотроном SPT™ [18]. Такий перелік пропозицій для застосувань пароводяних плазмотронів можна продовжувати. Разом з тим промислова реалізація нових технологій багатотоннажної плазмохімії гальмується і потребує розробки надійних високоресурсних плазмотронів підвищеної потужності. При цьому слід зауважити, що інтуїтивна націленість на створення плазмового обладнання з максимальним ресурсом не завжди є обґрунтованою для конкретних технологічних процесів. Не безпідставно автори роботи [19] вважають, що для кожного із можливих застосувань плазмового обладнання доцільно визначати необхідний рівень ресурсу, виходячи з циклічності роботи всієї технологічної лінії, в якій воно використовується. Очевидно, що гарантований ресурс плазмового обладнання на такому виробництві повинен складати величину кратну

міжрегламентному циклу, який в більшості випадків становить тривалість порядку тисячі годин. Незважаючи на те, що дослідження в галузі технологічних плазмотронів підвищеної потужності проводяться протягом багатьох років, на теперішній час не створено плазмове обладнання, яке б в повній мірі відповідало вимогам промисловості. Саме відсутність плазмотронів з достатнім рівнем надійності та ресурсу вважається основною причиною стримування масового використання плазмових технологій, відпрацьованих на експериментальних установках. Максимальний ресурс, що наводять виробники плазмового обладнання в своїх рекламних матеріалах (наприклад AquaSource Technologies Corp. [20]) має бути 750...3500 год при потужності електродугового плазмотрона непрямої дії типу MARC-11 300...3000 кВт.

На теперішній час створено чимало життєздатних конструкцій технологічних електродугових плазмотронів, а результати досліджень останніх років свідчать про позитивну тенденцію підвищення їх ресурсу та надійності. Електродугові плазмотрони вміщують електроди, які з часом необхідно замінити внаслідок ерозії на дугових плямах. В процесі роботи плазмотрона найбільш інтенсивному зношуванню підлягає катод, ресурс анода вище приблизно в два рази. Плазмотрон може також вийти з ладу внаслідок інших технічних причин, таких як прогоряння ізоляторів, порушення в системах охолодження і газопостачання. Основні зусилля розробників зосереджуються на катоді. У пароводяних плазмотронах непрямої дії можуть застосовуватись два типи катодних вузлів.

*Перший тип* — плазмотрон для пароплазмової переробки відходів ПЛР-ЗП потужністю 160 кВт з вольфрамовим термокатодом (рис. 1). Працює на чистому повітрі, суміші повітря з паром та чистому пару і складається з трьох основних частин: рекуперативного підігрівача пару, катодного з сопловою вставкою та колектором і анодного вузлів.

Колектор катодного вузла складається з корпусу 1 стандартного розподільника плазмотрону для повітряно-плазмової різки типу ВПР-15 та кабель-шлангового пакету для подачі та відводу охолоджувальної води, підводу захистного газу (Ar), підводу напруги на катод та сопло та висковольтний провід для підпалення чергової дуги.

Вузол катодний складається з корпусу 9, всередині якого розташовано катодотримач 2, в якому за допомогою цангового затискача та гайки 4, встановлено вольфрамовий стрижневий катод 8. Катод має можливість пересуватися в осьовому напрямку для встановлення необхідного робочого проміжку між ним та розподільчою діафрагмою 5,

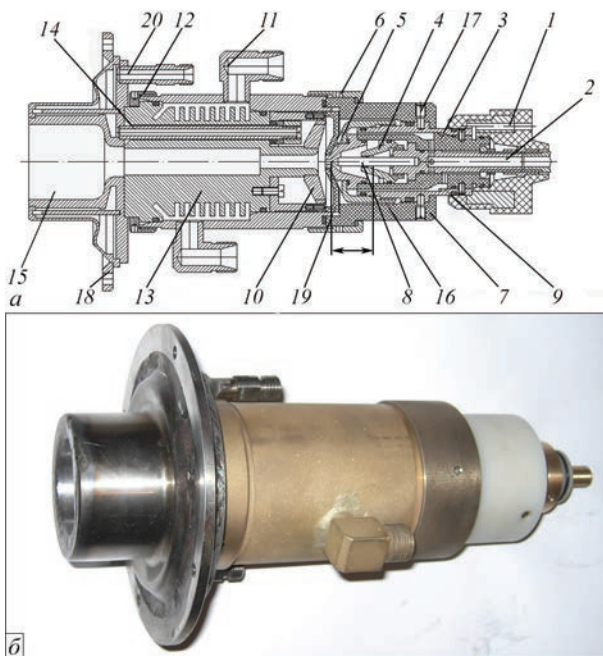


Рис. 1. Плазмотрон для пароплазмової переробки відходів ПЛР-ЗП потужністю 160 кВт: а — схема; б — загальний вигляд; 1–20 див. в тексті

яка затискається гайкою 16 до ізоляційного корпусу 3. Корпус ізоляційний, розташований між корпусом 9 і катодотримачем 2, одночасно являється розподільником для підводу/відводу охолоджувальної води. Через корпус і гайку підводиться високовольтна напруга до діафрагми 5 від розподільника 1. До корпусу за допомогою гвинтів 17 закріплено ізоляційний корпус 7 з накидною гайкою 6 для приєднання анодного вузла. Між катодним та анодним вузлами розташована проставка керамічна 19, яка служить захисним термобар'єром між перегрітою парою та охолодженою діафрагмою. Вузол катодний приєднується до розподільника за допомогою різьбової частини з різьбою М12.

Вузол анодний складається з корпусу 11 із штуцерами, які служать для токопідводу та підводу/відводу охолоджувальної води через кабель-шланговий пакет. В корпусі 11 за допомогою накидної гайки 12 встановлено сопло-анод 13, в вхідній частині котрого розміщений завихрювач 10. До вихідної частини сопла-анода приєднана рекуперативна насадка 15, яка призначена для подачі повітря та пари до дугової камери плазмотрону. Насадка рекуперативна складається із зварного корпусу 15, приєднувальних трубок 14 та двох штуцерів 20 для підведення спочатку повітря та, після прогріву насадки, водяної пари. Насадка також має фланець 18 для встановлення всього плазмотрону у плазмотронний блок, який щільно закріплюється на корпусі печі.

*Другий тип* — плазмотрон ПЛР-4П для пароплазмової газифікації потужністю 180 кВт. Працює на чистому повітрі, суміші повітря з паром та чистому пару і складається з трьох основних частин: вузла катодного, вставки міжелектродної та вузла анодного.

Вузол катодний складається з корпусу 1, який має штуцери для підводу/відводу охолоджуючої води та напруги через кабель-шланговий пакет. Всередині корпусу встановлено трубчатий катод 2. Із зовнішньої сторони корпусу 1 встановлено віконце 3 з кварцового скла, з внутрішньої сторони катоду — катод проміжний 4 через термопроставку 14.

Рекуперативна міжелектродна вставка (МЕВ) складається з корпусу 8 із штуцерами для подачі плазмоутворюючого повітря та водяної пари, а також підводу високовольтної напруги від осцилятора для підпалювання чергової дуги. В корпусі 8 встановлено завихрювач 15 зафіксований болтом стопорним 16.

Вузол анодний складається з корпусу 10, який також має штуцери для підводу/відводу охолоджуючої води та напруги через кабель-шланговий пакет. Всередині корпусу 10 встановлено анод пу-

стотілий 12, з внутрішньої сторони якого встановлено анод проміжний 9 через термопроставку 14.

Всі три основні вузли з'єднуються між собою гвинтами 6 через корпуси ізолюючі 5 та проставки керамічні 7. Зовні катодного та анодного корпусів встановлено комплект постійних магнітів 11. Для можливості встановлення плазмотрону у робочу камеру плазмотрон закріплений на приєднувальному фланці 13.

Плазмотрон ПЛР-4П працює наступним чином. Подаються охолоджувальна вода та плазмоутворююче повітря. При запуску плазмотрону спочатку запалюється чергова дуга в мінімальному проміжку між проміжним катодом 4 і завихрювачем МЕВ шляхом електричного пробую міжелектродного проміжку за допомогою осцилятора. Плазмоутворююче повітря подається в розрядну камеру через тангенціальне різьблення в завихрювачі МЕВ. Чергова дуга, що виникла, виноситься повітряним вихором з міжелектродного проміжку й розтягується по осі розрядної камери. Як тільки витікаючий через МЕВ потік плазми торкається проміжного аноду 9, збуджується робоча дуга, а ланцюг чергової дуги розмикається контактом джерела електроживлення. По мірі прогріву внутрішньої робочої зони плазмотрону подача стислого повітря в МЕВ плавно замінюється на подачу водяної пари. Обдуваючи розташовану по осі камери електричну дугу, робочий газ нагрівається й через сопло витікає назовні у вигляді високотемпературного й високошвидкісного плазмового потоку.

Конструктивно торцеві поверхні катода 2 та анода 12, виконані із застосуванням так званих термічних лінз, які утворені за допомогою деталей 4, 14 для катода та деталей 9, 14 для анода. Вони одержують тепло випромінювання електричної дуги й фактично охолоджуються перегрітою парою. Таким чином, дуговий канал у зоні горіння дуги по осі працює в режимі рекуперативного охолодження, а тепло, отримане електродами від дуги, вертається в плазмоутворюючу пару. Зони прив'язки катодної і анодної опорних плям інтенсивно охолоджуються водою. Робота плазмотрона заснована на стабілізації стовпа електричної дуги уздовж осі дугового каналу вихровим потоком пари (повітря) і створенні умов переміщення катодних і анодних опорних плям по поверхні з великою (~ 100 м/с) швидкістю. Таким чином, незважаючи на високу температуру в дузі (~ 15000 °С), вона не оплавляє електроди плазмотрона. Щодо стінок каналу дуга ізолювана відносно прохолодним газом (повітрям або парою), а швидке переміщення опорних її плям по поверхні знижує щільність теплового потоку до припустимих значень. З метою інтенсифікації переміщення опорної плями дуги по внутрішній поверхні електродів на

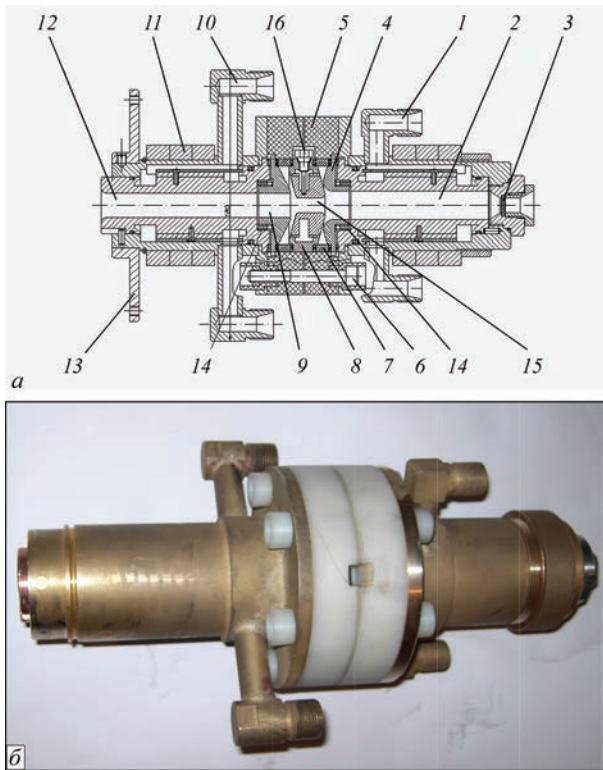


Рис. 2. Плазмотрон пароповітряний ПЛР-4П з трубчатими електродами: *а* — схема; *б* — загальний вигляд; 1–16 див. в тексті

зовнішніх поверхнях катодного 1 та анодного 10 корпусів встановлено комплекти постійних магнітів 11.

Обидва способи підвищення ресурсу катода плазмотронів (рис. 1, 2) не можуть повністю виключити ерозійне зношення. Використання трубчатих електродів (рис. 2) вважається більш перспективним внаслідок їх невибірковості до роду плазмоутворюючого середовища, роду та величини струму, слабкої чутливості до підвищення тиску. В теперішній час склалося стійке уявлення, що головною причиною руйнування електродів в контрагованому дуговому розряді є термічний вплив опорних плям на поверхню металу [21]. Незважаючи на ефективний розвиток техніки з використанням електричної дуги і велику кількість досліджень, переконливого опису всієї сукупності явищ в прикатодній зоні електричного розряду атмосферного тиску на холодному електроді не існує. Найбільш суттєві механізми ерозії, викликані електричним розрядом, наступні [22]:

під впливом тепла іонного бомбардування на мікроскопічній поверхні катода утворюється тонка плівка розплавленого металу. Значна її кількість виноситься на край кратера тоді, коли менша частина викидається в вигляді мікрокрапель;

випаровування матеріалу катода — важливе явище, що сприяє самопідтриманню дугових розрядів на холодному катоді;

розпилення атомів з поверхні — один з ймовірних механізмів, що відповідають за електродну ерозію. Розпилення викликається бомбардуванням поверхні катода прискореними іонами та швидкими атомами;

видалення оксидного шару з кратера. Вважається, що опір поверхні катода дуговій ерозії сильно залежить від наявності оксидного шару;

плазмове окислення в деяких випадках може бути домінуючим ефектом зношення матеріалу катода.

Оскільки доведено, що дугова ерозія напряму пов'язана з утворенням мікрократерів на поверхні катода, то для таких матеріалів як мідь і срібло вона здійснюється за рахунок випаровування і викидів рідини. Достатнім охолодженням і швидким переміщенням радіальної ділянки дуги більшість вказаних процесів можна подавити. А випаровування обійти неможливо тому, що катод піддається впливу концентрованого джерела тепла з щільністю потужності в діапазоні від  $10^{10}$  до  $10^{12}$  Вт/м<sup>2</sup> впродовж 0,1...10 мкс на поверхні радіусом до 10 мкм.

Відносно низький рівень ерозії трубчатого катода забезпечується розподілом теплового потоку від точки опори дуги на велику область внаслідок її швидкого руху завдяки газодинамічним і магнітним силам, які діють на радіальну ділянку дуги. В плазмотроні ПЛР-4П (рис. 2) з магнітно-вихровою стабілізацією дуги оптимальна ерозія досягається коректним вибором швидкості обертання її прикатодної ділянки під впливом газового вихору і магнітного поздовжнього сканування (автосканування) [23]. При цьому радіальна прив'язка дуги буде під дією магнітного поля прискорюватись в тангенціальному напрямку і втягуватись в його площину. В вихровому плазмотроні прив'язка дуги в торцевому трубчатому електроді здійснюється в місті зустрічі циркуляційних течій. Вона обертається газовим потоком в перетині, умовно названим аеродинамічною площиною. В нашому випадку аеродинамічна і магнітна площини не співпадають. Обертання дугової прив'язки здійснюється за рахунок газового вихору і тангенціальної складової пондеomotorної сили. В урівноваженому стані, теоретично, осьове переміщення припиняється і прив'язка дуги обертається в проміжному перетині десь між аеродинамічною та магнітною площинами. В дійсності такої рівноваги досягти неможливо. Тому разом з тангенціальним поздовжнім зворотно-поступальний рух має здійснюватися безперервно. При цьому дугова пляма сканує робочу поверхню електрода, перебуваючи між аеродинамічною та магнітною площинами.

Дослідження плазмотрона ПЛР-4П (рис. 2). Електроживлення здійснювалось від тиристорного перетворювача з напругою холостого ходу 650 В.

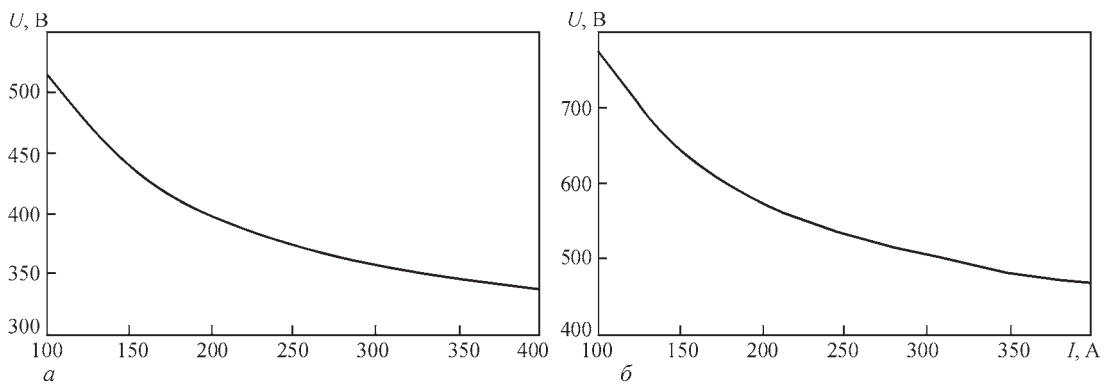


Рис. 3. Залежність напруги на дузі від струму при витратах 5 г/с: а — повітря; б — пар

Плазмутворююче середовище — повітря, водяна пара та суміш повітря з водяною паром з витратами від  $4 \cdot 10^{-3}$  до  $12 \cdot 10^{-3}$  кг/с, діаметр катода ( $d_1$ ) від  $2 \cdot 10^{-2}$  до  $3 \cdot 10^{-2}$  м, діаметр анода ( $d_2$ ) від  $1 \cdot 10^{-2}$  до  $2 \cdot 10^{-2}$  м, струм ( $I$ ) від 100 до 500 А, тиск газу ( $p$ ) ( $1,0 \dots 1,5$ )  $10^5$  Па. Матеріал електродів — мідь М0.

На рис. 3 наведені типові вольт-амперні характеристики плазмотрона ПЛР-4П. Проведені дослідження показали, що реальна потужність таких плазмотронів може досягати багатьох сотен кіловат. З переходом до водяної пари напруга підвищувалася. Теплові втрати вимірювали калориметруванням охолоджуючої води. Коефіцієнт корисної дії плазмотрона складав 0,7...0,8, за рахунок оптимізації довжини електродів його можна підвищувати.

Проведені дослідження питомої ерозії електродів описуються формулою  $G = \Delta m / (It)$ , кг/Кл, де  $\Delta m$  — маса вигорілого металу,  $t$  — час. Внутрішній трубчатий електрод підключали до негативного полюсу джерела живлення (катода), а вихідний — до позитивного (анода).

В торцевій кришці катода встановлено віконце з кварцового скла, через яке проводили зйомку радіальної ділянки дуги в порожнині трубчатого катода. Вибір розташування зони сканування в катоді здійснювали шляхом визначення аеродинамічної та магнітної площин окремо (рис. 4).

При великій швидкості обертання без сканування катодна пляма потрапляє в неостиглий слід попереднього обороту і матеріал оплавляється. Оптимізація полягає в тому, щоб здійснити поверхневу швидкість катодної дугової плями на рівні 50...150 м/с [24] та розтягнути зону її сканування вздовж поверхні катода на задану довжину. Тоді оплавлення виключається, а на поверхні після роботи залишаються тільки сліди мікрократерів від безперервного переміщення катодної плями, не дозволяючи їй затримуватись на одному місці більше ніж на  $10^{-3} \dots 10^{-4}$  с і не допускаючи локального перегріву.

Швидкість руху катодної плями можна оцінити з осцилограм (рис. 5). На рис. 5, а дугова пляма описує замкнуту кругову траєкторію в перетині прив'язки дуги в місті зустрічі циркуляційних потоків і її середня довжина не змінюється. За рахунок подовження дуги при скануванні (рис. 5, б) напруга змінюється приблизно на 100 В, при середньому градієнті 30 в/см зона сканування складатиме біля 3 см. З урахуванням гвинтової траєкторії шлях пробігу складатиме приблизно 5 см за  $5 \cdot 10^{-4}$  с. При цьому середня швидкість буде біля 100 м/с і пляма весь час рухатиметься по вже охолодженій поверхні, а не по своєму гарячому сліду.

При роботі плазмотрона ПЛР-4П на струмі 300 А впродовж 30 год ерозія катода складала для повітря  $9 \cdot 10^{-7}$  г/Кл, а для водяної пари  $3 \cdot 10^{-7}$  г/Кл. При цьому очікуваний ресурс катода становив до 1000 год. Крім того, з водяним паром поверхня катода залишалася чистою і рівень ерозії не залежав від часу роботи, а при роботі на повітрі поверхня покривалася чорною плівкою закиси міді  $\text{CuO}$ . Подальші



Рис. 4. Прив'язка опорної плями дуги на катоді в області аеродинамічної (а) та магнітної (б) площин без сканування

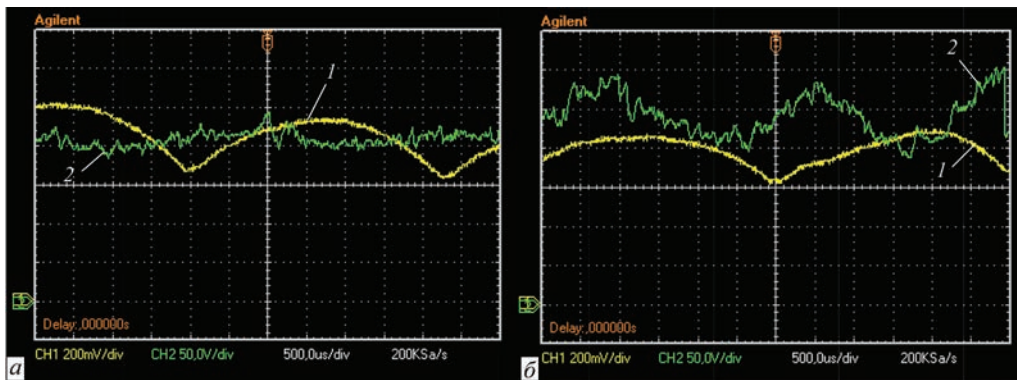


Рис. 5. Осцилограми струму (1) і напруги катод–МЕВ (2) при роботі плазматрона ПЛР-4П; а — аеродинамічна; б — магнітно-вихрова стабілізації дуги. Струм — 300 А, напруга катод–МЕВ — 200 В, напруга катод–анод — 450 В, витрати водяної пари —  $4 \cdot 10^{-3}$  кг/с

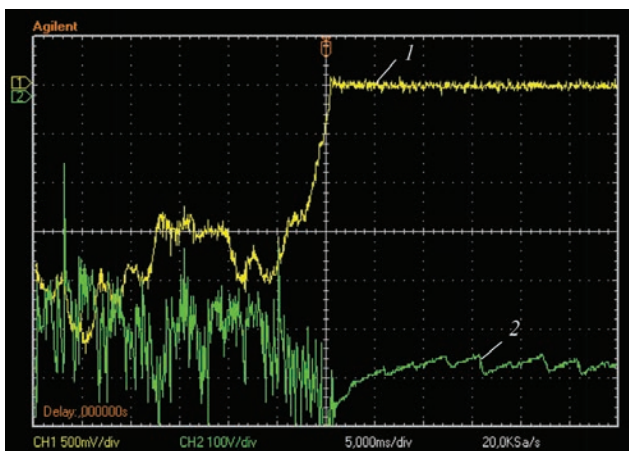


Рис. 6. Самопогасіння електричної дуги: 1 — струм; 2 — напруга

кроки підвищення ресурсу трубчатих електродів пов'язуються з використанням нових матеріалів з підвищеною втомною міцністю при імпульсних теплових і механічних навантаженнях [25–27].

В плазматронах підвищеної потужності за рахунок розтягнення електричної дуги і інтенсифікації її охолодження з переходом до водяного пару напруга підвищується (див. рис. 3), а постійна часу зменшується, тому зростають вимоги до динамічних характеристик джерела живлення. Плазматрон з трубчатими електродами працює в умовах безперервних перехідних процесів, тому дуга в ньому менш стабільна. Внаслідок флуктуацій струму і напруги, газодинамічної нестійкості вихрової течії в глухому електроді можливе самопогасіння електричної дуги (рис. 6).

Щоб уникнути самопогасіння електричної дуги для живлення пароводяних плазматронів підвищеної потужності (100...500 кВт) слід застосовувати 12-фазні схеми випрямлення. В цілому розроблена плазмова система, незважаючи на складність і різноманіття процесів, що протікають, базується на простих і перевірених на практиці алгоритмах. Плазмово-парова установка в складі автоматизо-

ваного комплексу легко піддається керуванню, що зводиться до її інтеграції в технологічну силову схему в якості незалежного елемента.

### Висновки

1. Показано, що паровий плазматрон підвищеної потужності є доведений унікальний і універсальний інструмент для проведення різноманітних технологічних процесів. Розроблено оригінальні роботоздатні конструкції.

2. Для створення таких промислових плазматронів необхідно виконати ряд робіт в наступних галузях: створення спеціалізованих джерел електроживлення, охолодження, газозабезпечення, автоматизованих систем управління, матеріалознавства та ін. Ніяких фундаментальних причин, які б не дозволили рухатись в цьому напрямку не існує.

### Список літератури/References

- Rutberg, Ph.G., Bratsev, A.N., Kuznetsov, V.A. et al. (2011) On efficiency of plasma gasification of wood residues. *Bio-mass Bioenergy*, 35(1), 495–504.
- Petrov, S.V., Katircioğlu, T.Y. (2020) *Technological aspects of steam and water plasma*. OmniSkriptum Publishing Group.
- Hrabovsky, M., Hlina, M., Konrad, M. et al. (2013) Steam plasma-assisted gasification of organic waste by reactions with water, CO<sub>2</sub> and O<sub>2</sub>. In: *Proc. of 21<sup>st</sup> Intern. Sym. on Plasma Chemistry ISPC 21, (4–9 August 2013, Cairns Convention Centre, Queensland, Australia)*.
- Kaushal, P., Tyagi, R. (2012) Steam assisted biomass gasification: An overview. *Can. J. Chem. Eng.*, 90(4), 1043–1052.
- Bratsev, A.N., Kuznetsov, V.A., Popov, V.E. et al. (2009) Estimation of perspectivity of steam plasma methane conversion. *High Temp. Mater. Processes*, 13(2), 241–246.
- Narengerile, H. Saito, Watanabe, T. (2010) Decomposition mechanism of fluorinated compounds in water plasmas generated under atmospheric pressure. *Plasma Chemistry and Plasma Processing*, 6, 17.
- Petrov, S.V. (2021) *Innovative plasma jet technologies*. LAP Lambert Academic Publishing.
- Tamosiunas, A., Valatkevicius, P., Valincius, V., Levinskas, R. (2016) Biomass conversion to hydrogen-rich synthesis fuels using water steam plasma. *Comptes Rendus Chimie*, 19(4), 433–440.



9. Galvitaa, V., Messerle, V.E., Ustimenko, A.B. (2007) Hydrogen production by coal plasma gasification for fuel cell technology. *Int. J. of Hydrogen Energy*, **32**, 3899–3906.
10. Tao, K., Ohta, N., Liu, G. et al. (2010) *Plasma enhanced catalytic reforming of biomass tar model compound to syngas*. Fuel. Available online. doi:10.1016/j.fuel.2010.05.044.
11. Shiyun, Liu, Danhua, Mei, Li, Wang, Xin, Tu (2017) Steam reforming of toluene as biomass tar model compound in a gliding arc discharge reactor. *Chemical Engineering J.*, **307**, 793–802.
12. Toumanov, Y.N. (1989) *Low-temperature plasma and high-frequency electromagnetic fields in the process of obtaining materials for nuclear power*. Moscow, Energoatomizdat [in Russian].
13. Hrabovsky, M. (1998) Water-stabilized plasma generators. *Pure and Applied Chemistry*, **70**(6), 1157–1162.
14. Hrabovsky, M. (2009) Thermal plasma generators with water stabilized arc. *The Open Plasma Physics J.*, **2**(1), 99–104.
15. Mikhajlov, B.I. (2002) Prospects of practical application of arc steam-water plasma. *Teplofizika i Aeromekhanika*, **9**(1), 1–16 [in Russian].
16. Plasma technologies. <https://epos-nsk.ru/portfolio-category/plazmennye-tehnologii/>
17. *Model PPT-ST — steam plasma arc torches*. <https://www.energyxpert.com/products/model-ppt-st-steam-plasma-arc-torches-538911>
18. (2016) *Steam plasma arc refrigerant cracking system (SPARC-10™)*. <https://streblenergy.com/2016/06/17/steam-plasma-arc-refrigerant-cracking-system-sparc-10tm/>
19. Krivtsov, V.S., Plankovsky, S.I. (2005) Problems of development of long-life high-current electric arc plasmotrons. *Aviats.-Kosmich. Tekhnika i Tekhnologiya*, **7**, 7–20 [in Russian].
20. *MARC-11 Plasma Torch*. <https://aquasourcetechnologies.com/marc-11-plasma-torch/>
21. Anshakov, A.S., Urbakh, E.K., Cherednichenko, V.S. et al. (2012) Development and investigation of arc plasmotrons for heating of air with long service life. *Energotehnologii i Resursosberezenie*, **5**, 4–8 [in Russian].
22. Jeanvoine, N. (2009) *Plasma — material interaction and electrode degradation in high voltage ignition discharges*: Dissertation zur Erlangung des Grades des Doktors der Ingenieurwissenschaften. Saarbrücken, 166.
23. Mikhajlov, B.I. (2008) Autoscanning in plasmotrons with magnetic vortex arc stabilization. *Teplofizika i Aeromekhanika*, **15**(3), 551–553 [in Russian].
24. Essiptchouk, A.M., Marotta, A., Sharakhovsky, L.I. (2004) The effect of arc velocity on cold electrode erosion. *Phys. Plasmas*, **11**(3), 1214–1219.
25. Benilov, M.S., Cunha, M.D., Hartmann, W. et al. (2013) Space-resolved modeling of stationary spots on copper vacuum arc cathodes and on composite CuCr cathodes with large grains. *IEEE Transact. on Plasma Sci.*, **41**(8), 1950–1958.
26. Rao, L., Munz, R.J. (2008) Effect of cathode microstructure on arc velocity and erosion rate of cold cathodes in magnetically rotated atmospheric pressure arcs. *J. of Thermal Spray Technol.*, **17**(4), 574–582.
27. Messerle, B.E., Ustimenko, A.B., Ushanov, B.Zh. et al. (2014) Formation of nanocarbon materials in arc plasmotrons. *Vestnik VSGUTU*, **2**, 13–20 [in Russian].

## PROBLEMS AND THEIR SOLUTION AT APPLICATION OF HIGHER POWER STEAM-WATER PLASMATRONS

S.V. Petrov

Institute of Gas of the NAS of Ukraine

39 Dehtiarivska Str., 03113, Kyiv, Ukraine. E-mail: vizana.sp@gmail.com

Implementation of new technologies of multiton plasma chemistry requires development of reliable higher-power long-life plasmotrons. During plasmatron operation, the cathode undergoes the most intensive wear, the anode life being approximately two times longer. Ingenious designs of steam-water transferred-arc plasmotrons were developed with application of two types of cathode assemblies: tungsten (PLR-3P) and copper tubular one (PLR-4P). In the latter the low level of tubular cathode erosion is ensured by distribution of the heat flow from the arc support point to a large area as a result of its fast movement ( $\sim 100$  m/s) due to gas-dynamic and magnetic forces that act on the arc radial region. Here, the arc spot scans the electrode working surface, while being between the aerodynamic and magnetic planes. At operation of PLR-4P plasmatron at 300 A current the cathode erosion was  $9 \cdot 10^{-7}$  g/C for air, and for water steam it was  $3 \cdot 10^{-7}$  g/C. More over, when water steam is used, the cathode surface remains clean and erosion level does not depend on operation time, whereas at operation in air the surface is covered by a black film of copper oxide (CuO). It is found that self-extinction of the electric arc can occur in the blind electrode, because of fluctuations of current and voltage and gas-dynamic instability of the vortex flow. In order to avoid self-extinction of the electric arc, 12-phase rectification circuits should be used for supplying power to steam-water plasmotrons of higher power (100...500 kW). Ref. 27, Fig. 6.

*Key words: steam-water plasmatron; tubular cathode; erosion; magnetic vortex stabilization of arc; self-extinguishing of arc*

Надійшла до редакції 25.03.2021

VI Міжнародна науково-технічна конференція

**«SMART-ТЕХНОЛОГІЇ В ЕНЕРГЕТИЦІ ТА ЕЛЕКТРОНІЦІ – 2021»**

15 – 21 серпня 2021 р. Комплекс «Маяк» КПІ ім. Ігоря Сікорського, смт. Лазурне, Херсонська обл.

**Секції**

- Електроенергетика та електротехніка
- Мікро- та наноелектроніка
- Електронні системи та мережі
- Біомедична та акустична електроніка
- SmartGrid та MicroGrid

<http://smart-ee.kpi.ua>, E-mail: [confstee@gmail.com](mailto:confstee@gmail.com)

## ХІМІЧНА РІВНОВАГА В СИСТЕМІ Fe–O–H ЗА ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

М.М. Гасик<sup>1,2</sup>, М.І. Гасик<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Аалто Університет, 00076, м. Аалто, Еспоо, Фінляндія. E-mail: michael.gasik@aalto.fi

<sup>2</sup>Національна металургійна академія України. 49000, м. Дніпро, просп. Гагаріна, 4

Розглянуто питання термодинамічної рівноваги в системі Fe–O–H за температур сталеплавильних процесів (1600 °C). Проаналізовано масив історичних даних, особливості експериментів щодо їх отримання і їх недоліки. Проведено новий більш коректний розрахунок концентрацій водню та кисню в рідкому залізі і в газовій фазі. Розраховані нові коефіцієнти активності, які походять з точних термодинамічних принципів, на відміну від раніш використаних штучних моделей на базі параметрів взаємодії. Бібліогр. 19, рис. 6.

*Ключові слова:* термодинаміка; залізо; водень; кисень; розчини; активність; рівновага

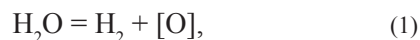
Взаємодія в системі Fe–O–H разом з системою Fe–O–C є фундаментальною у виробництві сталі [1–3]. Ця система досліджена вельми детально для умов відновлення оксидів заліза у твердій фазі і менш детально — для взаємодії рідкого заліза з газовою фазою. В останньому випадку більшість відомих фундаментальних досліджень була спрямована або на визначення розчинності водню в рідкому залізі, або ж розчинності кисню за допомоги газової суміші H<sub>2</sub>O–H<sub>2</sub> [3]. Незважаючи на важливість даних взаємодії в цій системі, в літературі практично немає детальної діаграми фазової рівноваги при високих температурах (наприклад 1600 °C) і узгоджених даних щодо активностей водню і кисню, коли вони присутні в рідкому залізі одночасно. Більшість даних (отриманих у минулому сторіччі) використовують штучні спрощені моделі розчинів з використанням параметрів взаємодії, які не мають відповідної і ґрунтовної термодинамічної бази [2–4]. Відмінності в попередніх експериментах і застосованих у ті часи аналітичних методах не дозволяють побудувати відповідні фазові діаграми на підставі таких даних.

З метою розробки термодинамічно обґрунтованого підходу до рівноваги в цій системі в роботі проаналізовано існуючі дані стосовно концентрацій водню і кисню в рідкому залізі, проведено нові розрахунки і побудовано відповідні діаграми.

**Відомі експериментальні дані.** Одним із перших досліджень розчинності водню і кисню в залізі були роботи Гамільтона та Вечера [5, 6]. Вони використовували газопарову суміш H<sub>2</sub>O–H<sub>2</sub> як допоміжну для вивчення розчинності кисню паралельно із дослідженням рівноваги системи Fe–O–C. Також зробили перші виміри вмісту водню і прийшли до висновку, що його кількість досить незначна і не впливає на вміст кисню. Порівняно

з вимірами, зробленими на 30–40 років пізніше, зрозуміло, що в тих експериментах [5, 6] не вдалося виміряти точний вміст водню з використанням доступних у ті часи методів.

Розвиток теорії і технології виробництва сталі супроводжувався низкою досліджень стосовно розчинності водню і кисню, зумовленої підвищеними вимогами до якості сталі [2], зокрема для залізничного транспорту [7]. Детальніші на той час виміри при різних температурах і, що важливо, при різних відношеннях аргону та водню в газовій фазі H<sub>2</sub>O–H<sub>2</sub>–Ar, приведені в роботі [8]. Вони визначили формальну константу рівноваги реакції



показавши, що вона не є постійною, а залежить від відношення H<sub>2</sub>O/H<sub>2</sub> та Ar/H<sub>2</sub> [8]. Втім, дослідники не приділили достатньої уваги питанню, яким саме чином відношення Ar/H<sub>2</sub> впливає як на рівновагу реакції (1), так і на розчинність водню в залізі.

У паралельному дослідженні [9] автори звернули увагу на вплив відношення Ar/H<sub>2</sub> не тільки на вміст водню, а і на концентрацію кисню, хоча і в умовах обмеженого інтервалу концентрацій. В роботі [10] автори додали більше експериментальних точок в цій системі при підвищених значеннях відношення H<sub>2</sub>O/H<sub>2</sub> при Ar/H<sub>2</sub> = 5. Пізніше в роботі [11] визначили ліміт розчинності водню в рідкому залізі при 1600 °C у 25,9 на мільйон (10<sup>-4</sup> % або ppm) або у 0,00142 мольних долі, якщо залізо знаходиться у рівновазі з чистим воднем при 1 атм тиску.

В роботі [12] автори звернули увагу на той факт, що некоректно розглядати термодинаміку тільки реакції (1), ігноруючи розчинність водню в залізі одночасно з киснем, навіть якщо його концентрація невелика. Вони синхронно проаналізували вміст водню і кисню в залізі у рівновазі з

М.М. Gasik — <https://orcid.org/0000-0002-5782-7987>, М.І. Гасик — Scopus Author ID 55832331700

газовою фазою  $\text{H}_2\text{O}-\text{H}_2$ , але без домішок аргону ( $\text{Ar}/\text{H}_2 = 0$ ). Результати цих та інших експериментальних вимірів показано на рис. 1. Як видно з цих даних, в експериментах [8] концентрація водню в розчині була практично незмінна, незважаючи на варіацію парціального тиску водяного пару. Це погано узгоджується з іншими незалежними даними [9, 10, 12], можливо тому, що в роботі [8] відношення  $\text{Ar}/\text{H}_2$  не дотримувалось постійним.

Незважаючи на ці роботи, у теорії сталеплавильних процесів [1, 13] довгий час панував дуже спрощений підхід, заснований майже без виключень тільки на реакції (1). В роботі [14] показано, що такий підхід є хибним з точки зору правила фаз, оскільки він ігнорує наявність інших компонентів у системі. Застосування аналогічного підходу до системи  $\text{Fe}-\text{O}-\text{C}$  показало, що одночасне врахування  $\text{CO}_2$  і  $\text{CO}$  узгоджується з експериментами набагато краще, ніж тільки  $\text{CO}$ . Доцільно зауважити, що вже у 1930-х роках було показано про необхідність виміру  $\text{CO}_2$  поряд з  $\text{CO}$  [5, 6], але цей факт не мав подальшого розгляду в аспекті термодинаміки процесу.

#### Формалізм рівноваги у системі $\text{Fe}-\text{O}-\text{H}-\text{Ar}$ .

Існуючі результати можна спочатку описати балансом мас. Припустимо, що всі головні компоненти газової фази ідеальні:

$$P_{\text{H}_2} + P_{\text{H}_2\text{O}} + P_{\text{O}_2} + P_{\text{Ar}} = P^0, \quad (2)$$

де  $P^0$  — загальний тиск (1 атм). Вводячи позначення  $A = P_{\text{H}_2\text{O}}/P_{\text{H}_2}$ ,  $B = P_{\text{Ar}}/P_{\text{H}_2}$ , можна записати (2) наступним чином:

$$P_{\text{H}_2} (1 + A + B) = P^0 - P_{\text{O}_2}. \quad (3)$$

Оскільки при високих температурах рівновага у газовій фазі практично миттєва, парціальний тиск кисню можна визначити через константу реакції дисоціації водяного пару:

$$2\text{H}_2\text{O} = 2\text{H}_2 + \text{O}_2; \quad P_{\text{O}_2} = A^2 P^0 / K_4, \quad (4)$$

яка була детально оцінена багато разів. При  $1600^\circ\text{C}$  за даними [1, 12]  $\lg K_4 = 8,000\dots 8,0827$ , а за новими  $\lg K_4 = 7,97161$  (термодинамічна база даних «FactSage 8.0», 2020). Таким чином, парціальний тиск водню і кисню у будь-якої суміші будуть визначатися:

$$\begin{aligned} P_{\text{H}_2} &= P^0 (1 - A^2/K_4)/(1 + A + B); \\ P_{\text{O}_2} &= A^2 P^0 / K_4. \end{aligned} \quad (5)$$

Із формули (5) можна зробити цікавий висновок: парціальний тиск кисню не залежить від  $B$  (відношення  $\text{Ar}/\text{H}_2$ ) на відміну від парціального тиску водню, який залежить як від  $\text{Ar}/\text{H}_2$ , так і від

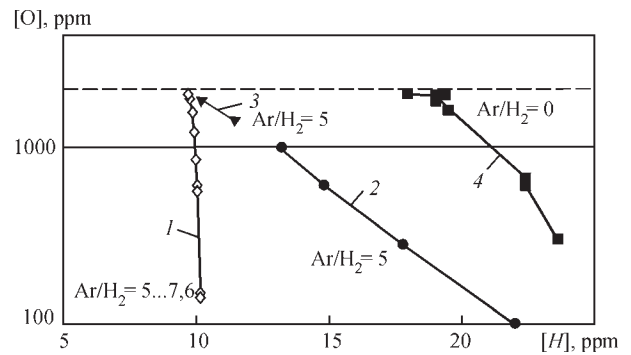


Рис. 1. Експериментальні дані (1 — [8]; 2 — [9]; 3 — [10]; 4 — [12]) про вміст кисню і водню в рідкому залізі при  $1600^\circ\text{C}$ . Горизонтальна лінія показує ліміт розчинності кисню

$\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2$ . Це пояснює розбіжності (рис. 1) в результатах експериментів з використанням аргону.

Водень і кисень у газовій фазі взаємодіють з рідким залізом пропорційно їх концентраціям, утворюючи розчин  $\text{Fe}-[\text{H}]-[\text{O}]$ . В даному випадку припускаємо, що  $\text{Ar}$  не розчинюється в рідкому залізі, і тоді вміст водню і кисню в розчині будуть пропорційні активностям цих компонентів у рівновазі з парціальними тисками водню і кисню. Активність (або коефіцієнт активності ( $\gamma_i$ )) компонента є показником ефективності в конкретному розчині щодо його реакцій з іншими компонентами. Класичне визначення активності пов'язує її з парціальним тиском розчиненого компонента в розчині відносно його еталонного стану, як чистої речовини:

$$a_i(X_i) = P_i(X_i) / P_i^0, \quad (6)$$

де  $P_i$  — парціальний тиск даного компоненту;  $P_i^0$  — його тиск у еталонному стані ( $a_i^0 = 1$ ). Багато термодинамічних розрахунків за замовчуванням приймають еталонний стан, призначений для чистої речовини. Однак для металургійної системи при  $1600^\circ\text{C}$  чистий рідкий кисень не є еталонним станом, оскільки він не може існувати в такій формі. Було показано [16, 17], що таким гіпотетичним еталонним станом, які раніше роками використовувались у металургійній практиці, бракує термодинамічного і математичного обґрунтування [14]. У термодинаміці металургійних процесів традиційно використовувався формалізм Вагнера–Люпіса–Елліота з розкладанням коефіцієнта активності в ряд Тейлора [3, 4, 14], коли еталонним станом обирався формальний склад розчину з 1 мас. % компонента (навіть, якщо такого розчину фактично не існувало). Розкладання ряду Тейлора однак є дійсним лише навколо точки, в якій береться похідна по концентрації [17], і не може загалом екстраполюватися в широкий діапазон концентрацій. В роботі [18] показано, що традиційні рівняння Вагнера–Люпіса–Елліота є недійс-

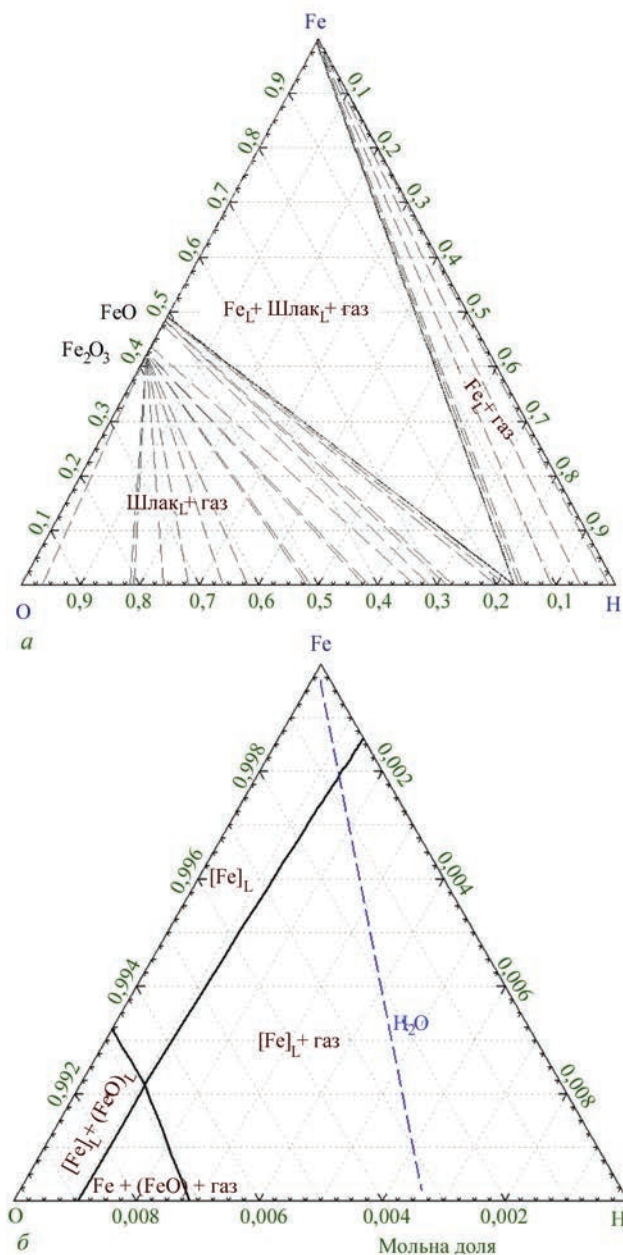


Рис. 2. Діаграма фазової рівноваги в системі Fe–O–N при 1600 °C (а) і кул з боку заліза, як компонента (б), з використанням коректних хімічних потенціалів [17]. Штрихова лінія визначає стехіометрію водяного пару (мольне відношення водню до кисню становить 2)

ними щодо фундаментального рівняння Гіббса–Дюгема [19]. Авторами роботи [17] було показано п'ять головних принципів коректного вибору еталонного стану і розрахунку хімічного потенціалу та доведено, що еталонним станом компонента у розчині є його межа розчинності при даних умовах, оскільки тільки там виконуються всі необхідні термодинамічні і математичні умови.

Таким чином, для водню еталонний стан при 1600 °C є при його максимальному вмісті в залізі (25,9 ppm) при рівновазі з чистим воднем при 1 атм тиску [11], а еталонний стан для кисню (максимальний вміст кисню приблизно 0,20 %) — при

рівновазі з такою газовою сумішшю, в якій парціальний тиск кисню досягає  $5,11 \cdot 10^{-9}$  атм (контакт з чистим киснем призвів би до повного перетворення заліза у оксиди). Ці максимальні концентрації відповідають активностям, рівним 1 для водню і кисню, оскільки:

функція енергії Гіббса є безперервною та диференційованою за кількістю добавленої речовини у фазу розчину, коли цей розчин існує (не є гіпотетичним);

активності компонентів є реальними, вимірюваними та безперервними монотонними зростаючими функціями у фазі розчину (стан насичення досягається у межах належного діапазону концентрацій);

у насиченому стані похідні від активності компонента по температурі і по тиску дорівнюють нулю.

Правильні визначення активностей і вільної енергії дають можливість розрахувати детальну рівновагу в системі Fe–O–N.

**Чисельний термодинамічний розрахунок в системі Fe–O–N.** Термодинамічний розрахунок було проведено з використанням програми і баз даних «FactSage 8.0». Спочатку була розрахована формальна діаграма фазової рівноваги в цій системі при 1600 °C у мольних долях (рис. 2). Видно, що з боку заліза існує дві фазові області: метал–газ або метал–газ–шлак (рідкі оксиди заліза). Якщо вміст кисню невеликий, а водню практично немає, то третя можлива фаза (залізо–шлак) може бути в рівновазі із залізом без явної газової фази (рис. 2, б). Така ж діаграма була розрахована у масових процентах (рис. 3). Видно, що лінія рівноваги між шлаком (FeO) і рідким залізом майже горизонтальна, що показує на практичну незмінність межі розчинності кисню, незважаючи на підвищення вмісту водню до концентрації приблизно 0,0019 % [N]. Подальше збільшення водню в системі веде до різкого падіння вмісту кисню в залізі.

Наступний розрахунок було зроблено для випадку доданого аргону при  $Ar/H_2 \approx 0,1 \dots 0,2$  та  $5,0 \dots 6,0$  при інших постійних умовах (рис. 4). Оскільки концентрація аргону мало впливає на вміст кисню, була оцінена залежність вмісту водню від  $Ar/H_2$  при різних  $H_2O/H_2$  (рис. 5).

Цей вміст водню може бути апроксимовано регресійним рівнянням на рис. 5, яке прогнозує концентрацію водню тим точніше, чим вище відношення  $B = Ar/H_2$ . Це є логічним, оскільки при малому вмісті аргону ( $B \rightarrow 0$ ) кількість водню в розчині буде сильно залежати від  $A = H_2O/H_2$  (за виразом (5)). При підвищенні  $B$ , особливо за умови  $B > A$ , вміст водню буде здебільшого визначатися саме відношенням  $Ar/H_2$  (доцільно зазначити, що при 1600 °C максимальні значення  $A < 0,5 \dots 0,75$ ,

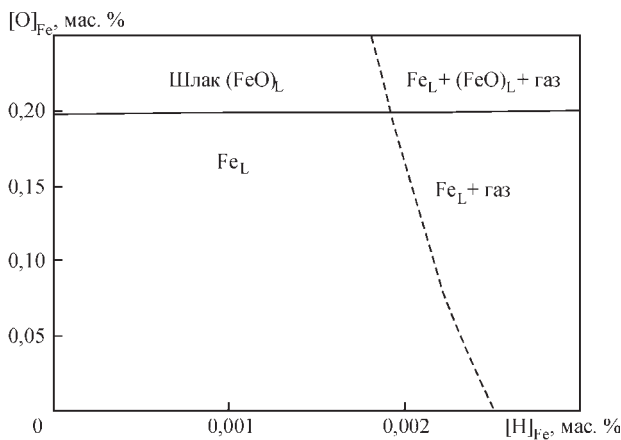


Рис. 3. Діаграма фазової рівноваги в системі Fe–O–H при 1600 °С. Показано області стабільності різних фаз

коли ще не відбувається утворення оксидів заліза, тобто шлаку). В попередніх експериментах (див. рис. 1) з використанням аргону значення  $B = 5,0 \dots 7,6$ , що пояснює значні відмінності у виміряних концентраціях водню при аналогічних значеннях  $H_2O/H_2$ .

Наступним питанням було визначення коефіцієнтів активності водню і кисню у розчині. Прямий підхід використовує відношення активності компонента до його концентрації у мольних долях і не вимагає якісь штучні моделі розчинів [12, 14, 16, 17]. Згідно із рівнянням (6), в еталонному стані ( $a_i = 1$ ) коефіцієнт активності будь-якого компонента ( $\gamma_i^0$ ) буде дорівнювати його оберненої насиченої концентрації ( $X_i^0$ ):

$$\gamma_i^0 = 1/X_i^0 \quad (7)$$

Коефіцієнти активності водню і кисню змінюються залежно від відношень  $Ar/H_2$  та  $H_2O/H_2$  у вузьких границях, але нелінійно (рис. 6). Перше

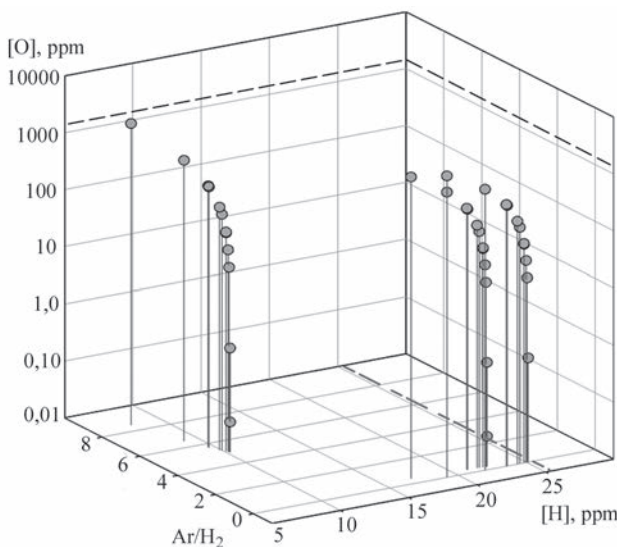


Рис. 4. Вміст кисню і водню в системі Fe–O–H–Ar при 1600 °С для різних відношень  $Ar/H_2$ . Штрихові лінії показують межі розчинності водню і кисню

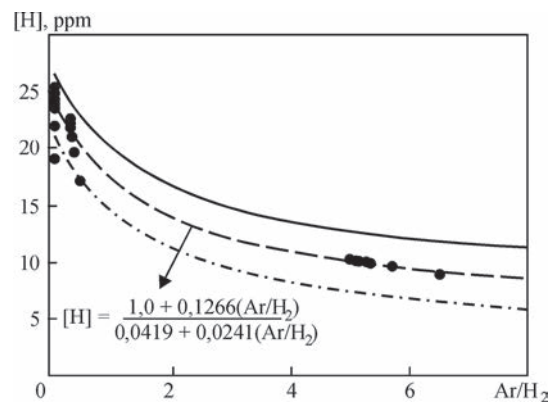


Рис. 5. Вміст водню в системі Fe–O–H–Ar при 1600 °С (рис. 4) для різних відношень  $Ar/H_2$ . Штрихові лінії показують довірчий інтервал для регресійного рівняння

відношення впливає сильніше на коефіцієнт активності кисню і набагато менше на коефіцієнт активності водню. Друге має зворотній ефект: більше впливає на коефіцієнт активності водню, а не кисню, як можна було б передбачити. З регресійних рівнянь на рис. 6 можна побачити, що

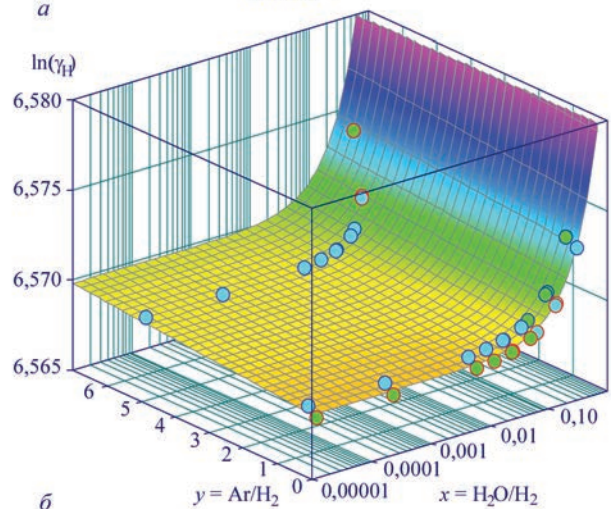
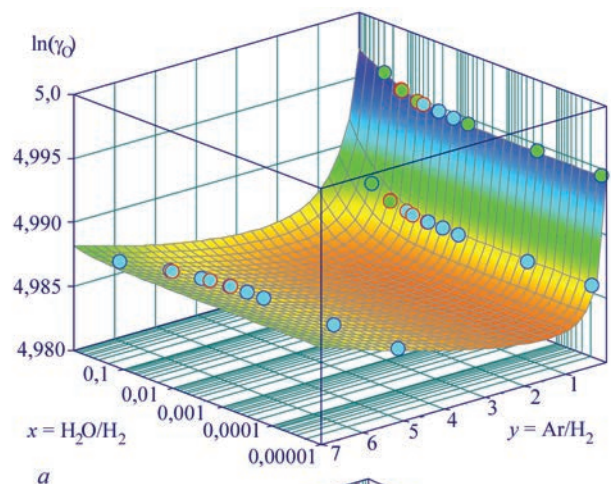


Рис. 6. Натуральні логарифми коефіцієнтів активності кисню  $\ln(\gamma_O) = (a + bx + cy + dy^2)/(1 + ex + fy + gy^2)$ :  $a = 4,9944208$ ;  $b = 11,13995$ ;  $c = 32,451068$ ;  $d = -0,88011301$ ;  $e = 2,2286863$ ;  $f = 6,515328$ ;  $g = -0,17770942$  (а) і водню  $\ln(\gamma_H) = a + bx + cy$ :  $a = 6,5685561$ ;  $b = 0,016389753$ ;  $c = 0,00018215654$  (б) в рідкому залізі від відношень  $Ar/H_2$  та  $H_2O/H_2$  при 1600 °С

вплив відношень  $y = \text{Ar}/\text{H}_2$  та  $x = \text{H}_2\text{O}/\text{H}_2$  на коефіцієнт активності водню незалежний від іншого, тобто не має взаємної кореляції між впливом цих відношень (рис. 6, б). Для кисню, навпаки, є спільний вплив цих відношень на коефіцієнт активності (рис. 6, а). Апроксимуючи поверхні і рівняння побудовано нелінійною регресією по точках, розрахованих у цій роботі.

Таким чином, можна зазначити, що вміст водню в рідкому залізі, який регулюється одночасно відношеннями  $\text{Ar}/\text{H}_2$  та  $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2$ , впливає на коефіцієнт активності кисню і його концентрацію сильніше, ніж вважалось. Аналогічний вплив на коефіцієнт активності водню менший і більш залежний від  $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2$ , як і концентрація водню при малих значеннях  $\text{Ar}/\text{H}_2$ .

### Висновки

1. Проведено аналіз відомих експериментальних даних по взаємодії в системі Fe–O–H–Ar і термодинамічні розрахунки діаграми фазової рівноваги з використанням нових даних з урахуванням правильного визначення та розрахунку активності компонентів.

2. Показано, що парціальний тиск кисню в газовій фазі не залежить від відношення  $\text{Ar}/\text{H}_2$  на відміну від парціального тиску водню, який залежить як від  $\text{Ar}/\text{H}_2$ , так і від  $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2$ . Це пояснює наявні розбіжності в результатах історичних експериментів з використанням аргону.

3. Вміст водню в рідкому залізі може бути апроксимовано регресійним рівнянням, яке прогнозує концентрацію водню тим точніше, чим вище відношення  $\text{Ar}/\text{H}_2$ . При малому вмісті аргону кількість водню в розчині буде сильно залежати від  $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2$ , а у протилежному випадку вміст водню буде здебільшого визначатися саме відношенням  $\text{Ar}/\text{H}_2$ .

4. Коефіцієнти активності водню і кисню змінюються залежно від відношень  $\text{Ar}/\text{H}_2$  і  $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2$  у вузьких границях, але нелінійно. Перше відношення впливає сильніше на коефіцієнт активності кисню і набагато менше — водню. Друге має зворотній ефект: більше впливає на коефіцієнт активності водню, а не кисню, як можна було б передбачити.

5. Результати досліджень мають практичне значення для контролю вмісту водню і кисню при обробці сталі газовими сумішами на базі аргону при наявності водяного пару. Підхід може бути розширено на леговані сталі і стопи різного складу.

### Список літератури

1. Филиппов С.И. (1967) *Теория металлургических процессов*. Москва, Металлургия.
2. Величко А.Г. (2005) *Внепечная обработка стали*. Днепропетровск, Системные технологии.

3. Охотский В.Б., Костыолов О.Л., Симонов В.К. (1997). *Теория металлургических процессов*. Київ, ИЗМН.
4. Кньюппель Г. (1973) *Раскисление и вакуумная обработка стали*. Москва, Металлургия.
5. Vacher H.C. (1933) The system liquid iron–carbon oxides. *US Bureau of Standards J. Res.*, **11**, 541–551.
6. Vacher H.C., Hamilton E.H. (1931) Carbon–oxygen equilibrium in liquid iron. *Transact. AIME*, **95**, 124–140.
7. Козловский А.И., Медовар Б.И., Прождак Ю.С. и др. (1999) Применение методов специальной электрометаллургии и внепечной обработки при производстве колесной стали. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **2**, 31–38.
8. Sakao H., Sano K. (1960) Equilibrium between dissolved oxygen in liquid iron and  $\text{H}_2$ – $\text{H}_2\text{O}$  gas mixtures. *Transact. JIM*, **1**, 38–42.
9. Schenck H., Wunsch H. (1961) Über die Gleichgewichtslöslichkeit des Wasserstoffs im flüssigen reinen Nickel und Eisen und die Beeinflussung im Eisen durch Sauerstoff. *Arch. Eisenhüttenw.*, **32**(11), 779–790.
10. Гасик М.И., Хитрик С.И. (1965) Взаимодействие жидкого железа с пароводородной смесью. *Металлургия и коксохимия*, **3**, 5–16.
11. Ban-ya S., Fuwa T., Ono K. (1967) Solubility of hydrogen in liquid iron alloys. *Tetsu-to-Hagane*, **53**, 13–28.
12. Kubaschewski O., Alcock C.B. (1979) *Metallurgical thermochemistry*. 5<sup>th</sup> Ed. Pergamon Press, Oxford.
13. Sanbongi K. (1981) Thermodynamics of ironmaking and steelmaking processes. *Transact. JIM*, **22**, 663–676.
14. Lupis C.H.P. (1983) *Chemical thermodynamics of materials*. North-Holland, NY.
15. Гасик М.М., Гасик М.И. (1985) Термодинамическое исследование равновесия углерод–кислород в жидком железе. *Изв. АН СССР. Металлы*, **3**, 22–30.
16. Gasik M. (2013) *Handbook of Ferroalloys: Theory and Technology*, Elsevier. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK.
17. Гасик М.М., Гасик М.И. (2020) Хімічні потенціали і активності у металургійних процесах. *Сучасна електрометалургія*, **4**, 39–43.
18. Hillert M. (1998) *Phase equilibria, phase diagrams and phase transformations: their thermodynamic basis*. Cambridge Univ. Press, Cambridge, UK.
19. Schuhman R.Jr. (1955) Application of Gibbs–Duhem equations to ternary systems. *Acta Metall.*, **3**, 219–226.

### References

1. Filippov, S.I. (1967) *Theory of metallurgical processes*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Velichko, A.G. (2005) *Out-of-furnace steel treatment*. Dnepropetrovsk, Sistemnye Tekhnologii [in Russian].
3. Okhotsky, V.B., Kostyolov, O.L., Simonov, V.K. (1997) *Theory of metallurgical processes*. Kyiv, IZMN [in Ukrainian].
4. Knyuppel, G. (1973) *Deoxidation and vacuum treatment of steel*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
5. Vacher, H.C. (1933) The system liquid iron–carbon oxides. *US Bureau of Standards J. Res.*, **11**, 541–551.
6. Vacher, H.C., Hamilton, E.H. (1931) Carbon–oxygen equilibrium in liquid iron. *Transact. AIME*, **95**, 124–140.
7. Kozlovsky, A.I., Medovar, B.I., Projdak, Yu.S. et al. (1999) Application of methods of special electrometallurgy and out-of-furnace treatment in production of wheel steel. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **2**, 31–38 [in Russian].
8. Sakao, H., Sano, K. (1960) Equilibrium between dissolved oxygen in liquid iron and  $\text{H}_2$ – $\text{H}_2\text{O}$  gas mixtures. *Transact. JIM*, **1**, 38–42.

9. Schenck, H., Wunsch, H. (1961) Über die Gleichgewichtslöslichkeit des Wasserstoffs im flüssigen reinen Nickel und Eisen und die Beeinflussung im Eisen durch Sauerstoff. *Arch. Eisenhüttenw.*, **32(11)**, 779–790.
10. Gasik, M.I., Khitrik, S.I. (1965) Interaction of liquid iron with vapor-hydrogen mixture. *Metallurgiya i Koksokhimiya*, **3**, 5–16 [in Russian].
11. Ban-ya, S., Fuwa, T., Ono, K. (1967) Solubility of hydrogen in liquid iron alloys. *Tetsu-to-Hagane*, **53**, 13–28.
12. Kubaschewski, O., Alcock, C.B. (1979) *Metallurgical thermochemistry*. 5<sup>th</sup> Ed. Pergamon Press, Oxford.
13. Sanbongi, K. (1981) Thermodynamics of ironmaking and steelmaking processes. *Transact. JIM*, **22**, 663–676.
14. Lupis, C.H.P. (1983) *Chemical thermodynamics of materials*. North-Holland, NY.
15. Gasik, M.M., Gasik, M.I. (1985) Thermodynamic investigation of hydrogen-oxygen equilibrium in liquid iron. *Izv. AN SSSR. Metall.*, **3**, 22–30 [in Russian].
16. Gasik, M. (2013) *Handbook of Ferroalloys: Theory and Technology*, Elsevier. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK.
17. Gasik, M.M., Gasik, M.I. (2020) Chemical potentials and activities in metallurgical processes. *Suchasna Elektrometallurhiya*, **4**, 39–43 [in Ukrainian].
18. Hillert, M. (1998) *Phase equilibria, phase diagrams and phase transformations: Their thermodynamic basis*. Cambridge Univ. Press, Cambridge, UK.
19. Schuhman, R.Jr. (1955) Application of Gibbs–Duhem equations to ternary systems. *Acta Metall.*, **3**, 219–226.

## CHEMICAL EQUILIBRIUM IN Fe–O–H SYSTEM AT HIGH TEMPERATURES

M.M. Gasik<sup>1,2</sup>, M.I. Gasik<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Aalto University. 00076, Aalto, Espoo, Finland. E-mail: michael.gasik@aalto.fi

<sup>2</sup>National Metallurgical Academy of Ukraine. 4 Gagarin Prosp., 49000, Dnipro, Ukraine

The issue of thermodynamic equilibrium in Fe–O–H system at the temperatures of steel-melting processes (1600 °C) was considered. The historical data array, features of experiments on obtaining them and their drawbacks were analyzed. A new more correct calculation of hydrogen and oxygen concentration in liquid iron and in the gas phase was performed. New coefficients of activity were calculated, proceeding from precise thermodynamic principles, unlike the earlier used artificial models based on interaction parameters. Ref. 19, Fig. 6.

*Key words: thermodynamics; iron; hydrogen; oxygen; solutions; activity; equilibrium*

Надійшла до редакції 26.04.2021



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України

Національний технічний університет України

«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Десята міжнародна конференція

## ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ в ЗВАРЮВАННІ та ОБРОБЦІ МАТЕРІАЛІВ

6 – 11 вересня 2021 р.

Україна, Одеса

Голова програмного комітету  
академік І.В. Кривцун

### Тематика конференції

- Лазерне та електронно-променеве зварювання, різання, наплавлення, термообробка, нанесення покриттів
- Електронно-променева плавка та рафінування
- Гібридні процеси
- 3D технології
- Моделювання променевих технологій. Неруйнівний контроль.
- Матеріалознавчі проблеми лазерних та електронно-променевих технологій

## ОБЛАДНАННЯ ♦ ТЕХНОЛОГІЇ ♦ МОДЕЛЮВАННЯ



АДРЕСА ОРГКОМІТЕТУ  
Україна, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11  
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України  
Тел./факс: (38044) 200-82-77  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
<http://pwj-scientists.com/rus/ltwmp2021>



# ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, І.К. Петриченко

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

Оцінювали можливість зміцнення металу економнолегованого псевдо- $\beta$ -титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виплавленого способом ЕПП з використанням трьох видів термічної обробки: відпалу, гартування з старінням та уповільненого охолодження. Встановлено, що за результатами термічної обробки у вигляді відпалу, гартування з старінням чи уповільненого охолодження структура металу сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe стає однорідною, переважає ( $\alpha+\beta$ )-структура, знижується вміст  $\beta$ -фази до рівня 49...61 %. Гартування у воду і наступне старіння формують в металі титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe найбільш дисперсну і рівномірну внутрізеренну мікроструктуру з розмірами  $\alpha$ -частинок 1...3 мкм з найвищими значеннями міцності на рівні 1187 МПа та ударної в'язкості — 3,7 Дж/см<sup>2</sup>. Сповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °С/хв призводить до зниження міцності сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe. Відпал без контрольованого охолодження або перенесення в гартівне середовище є найбільш простою термообробкою для сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, яка забезпечує рівномірну структуру, вміст  $\beta$ -фази в металі на рівні 54 % та показники ударної в'язкості — 5,6...7,1 Дж/см<sup>2</sup>. Бібліогр. 16, табл. 4, рис. 6.

*Ключові слова:* титан; титанові економнолеговані та псевдо- $\beta$ -сплави; термічна обробка; відпал; гартування; старіння; мікроструктура; механічні властивості

Використання титанових сплавів через їх високу питому міцність та стійкість до корозії в автомобільній і транспортній промисловості може зменшити забруднення навколишнього середовища [1–4]. Суттєвий фактор, що перешкоджає використанню титану та його сплавів в розробці деталей для більш широкого застосування в промисловості — це висока вартість кінцевого продукту. В цілому високотехнологічні титанові сплави мають складну систему легування і містять дефіцитні та дорогі елементи. Концепція економного легування титанових сплавів заснована на виборі таких легуючих елементів, які б мали відносно невелику вартість, що дозволило б здешевити процес виробництва і, відповідно, знизити собівартість напівфабрикатів та готових виробів. Найпоширенішим заходом є заміна ванадію на залізо [5]. Так, в роботі [6] автори в сплаві Ti–3Al–2,5V замінили ванадій на залізо. Отриманий сплав Ti–3Al–2,5Fe мав на 20 % вищу межу текучості та більш високі міцність (на 30 %) і пластичність, легко зварювався та піддавався термічній обробці (ТО) до широкого діапазону міцності та пластичності. Залізо завдяки стабілізуючій дії на  $\beta$ -фазу застосовували для розробки дешевих сплавів з кованого титану [7–9], таких як Ti–5Al–2,5Fe та Ti–1,5Al–4,5Fe–6,8Mo (TIMETAL LCB). Тим не менш, висока щільність заліза та утворення крихких інтерметалідних фаз на основі TiFe, відповідно до подвійної

фазової діаграми Ti–Fe [10], є важливими обмежувачими факторами для застосування економнолегованих титанових сплавів.

Для псевдо- $\beta$ -титанових сплавів із збільшенням ступеня легування характерні більш значна зміна хімічного складу, структури, механічних властивостей металу, а також зварних швів. Дослідження показали, що при вмісті більше 3Mo, 1,8Cr, 1,2Fe простежується значна неоднорідність розподілу цих елементів в з'єднаннях [11]. Швидкість охолодження також впливає на ступінь внутрізеренної ліквідації легуючих елементів, яка особливо сильно проявляється при повільному охолодженні. При малих швидкостях охолодження (зварювання металу великої товщини) спостерігається посилення ліквідації у відповідності із дифузійним механізмом кристалізації. Із ростом швидкості охолодження ліквідація зменшується і може не реалізовуватись, якщо дифузійний механізм кристалізації змінюється на бездифузійний. В роботі [11] показано, що концентраційна неоднорідність, яка виникає в процесі охолодження високолегованого металу, достатньо стабільна при подальшому нагріві. Навіть тривалий відпал при 700...750 °С не усуває вже утворену концентраційну неоднорідність, що пояснюється стабільністю дефектів на поверхнях розділу фаз і взаємодією домішок атомів з цими дефектами. Для покращення механічних власти-

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, В.Ю. Білоус — <https://orcid.org/0000-0002-0082-8030>,

Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, І.К. Петриченко — <https://orcid.org/0000-0002-0476-3983>



**Таблиця 1.** Режими термічної обробки економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

Номер режиму ТО	Вид ТО	Особливості ТО
1	Нагрівання до 750 °С, витримка 1 год; охолодження з піччю	Нагрівання та охолодження здійснювали у вакуумній печі
2	Нагрівання до 750 °С, витримка 1 год; гартування у воду; старіння при температурі 450 °С, витримка 5 год; охолодження на повітрі	Нагрівання, відпал та старіння в печі здійснювали без захисної атмосфери
3	Нагрівання до 750 °С, уповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °С/хв	Нагрівання та охолодження здійснювали у вакуумній печі

**Таблиця 2.** Хімічний склад економнолегованого псевдо-β-титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

Ti (основа)	Al	Fe	Mo	Cr	Ni	Si	O	N
89,48	2,78	4,87	5,13	0,03	0,02	<0,003	0,08	0,02

*Примітка.* Дані наведено для середини зливка.

востей зварних з'єднань економнолегованих титанових сплавів запропоновано такі способи ТО:

старіння при безперервному охолодженні з високої температури до кімнатної зі швидкістю, яка забезпечує перетин графіку охолодження з областю розпаду метастабільної β-фази, обмеженою С-образною кривою;

охолодження з високої температури (у воді, на повітрі, в інших середовищах) до кімнатної та ізотермічне старіння із розпадом метастабільної β-фази;

охолодження з високої температури до температури старіння зі швидкістю 4 °С/хв (з піччю) із наступним старінням.

Можна узагальнити, що вибір режиму ТО є важливим етапом для оцінки можливості застосування економнолегованого сплаву з вмістом заліза, а також іноді для досягнення необхідного ступеня розпаду потрібна більш тривала витримка під час старіння [12].

Таким чином, в останні роки дослідженням технологій виробництва та обробки економнолегованих титанових сплавів приділяється все більше уваги, тому дослідження термічної обробки таких сплавів є актуальним.

Метою роботи є визначення впливу декількох видів термічної обробки (відпалу, гартування в воду та уповільненого охолодження) на структуру та властивості основного металу економнолегованого титанового псевдо-β-сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe.

Для досягнення поставленої мети досліджено вплив трьох видів термічної обробки на структуру та властивості економнолегованого титанового псевдо-β-сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe (табл. 1).

Для виплавки злиwkів титанового сплаву було застосовано багатоцільову лабораторну електронно-променеву установку УЕ-208М [13]. Зливки круглого перетину діаметром 110 мм отримували за технологією електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю (ЕПП) і порціонної подачі рідкого металу в водоохолоджуваній кристалізатор. Дослідження якості злиwkів методами ультразвукової дефектоскопії показали, що в виплавлених способом ЕПП зливках діаметром 110 мм економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe відсутні нещільності, неметалеві включення з розміром більше 1 мм, а також щільні скупчення більш дрібних включень. Дослідження хімічного складу отриманих злиwkів пока-

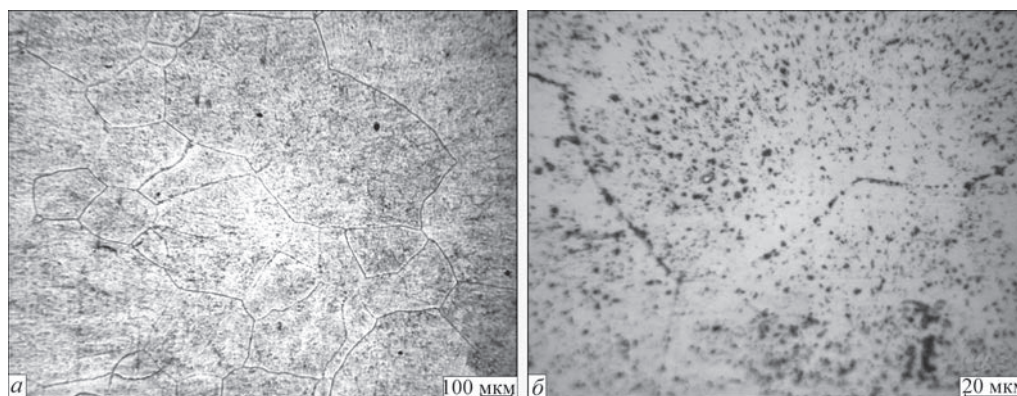


Рис. 1. Мікροструктура основного металу з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після прокату: а, б — див. в тексті

зали, що розподіл легуючих елементів по довжині зливків рівномірний (табл. 2).

**Структура металу після прокату.** Структура економнолегованого титанового псевдо- $\beta$ -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe складається з зерен  $\beta$ -фази розміром 10...70 мкм (рис. 1, а), в яких присутні дисперсні виділення  $\alpha$ -фази розміром не більше 2...3 мкм, що рівномірно розподілені в об'ємі зерна (рис. 1, б). При збільшенні спостерігаються

границі  $\beta$ -зерен, декоровані дисперсними виділеннями  $\alpha$ -фази. Такі ж дисперсні частинки спостерігаються і в об'ємі зерен. Метал однорідний по товщині. Кількість  $\beta$ -фази в металі після прокату становить 72 %.

**Структура металу після відпалу та охолодження з піччю.** Метал економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після відпалу при температурі 750 °C протягом 1 год

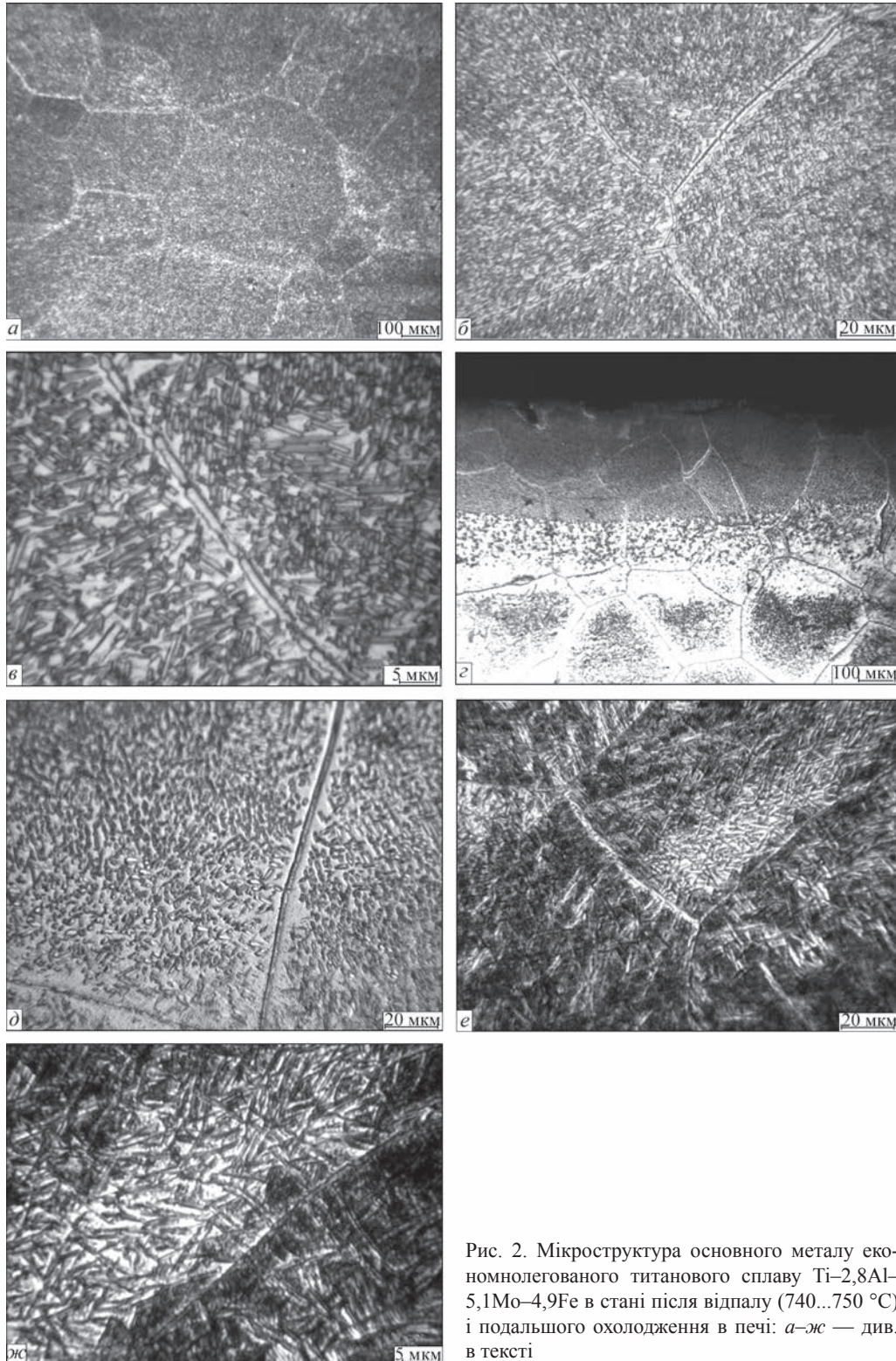


Рис. 2. Мікροструктура основного металу економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після відпалу (740...750 °C) і подальшого охолодження в печі: а-ж — див. в тексті

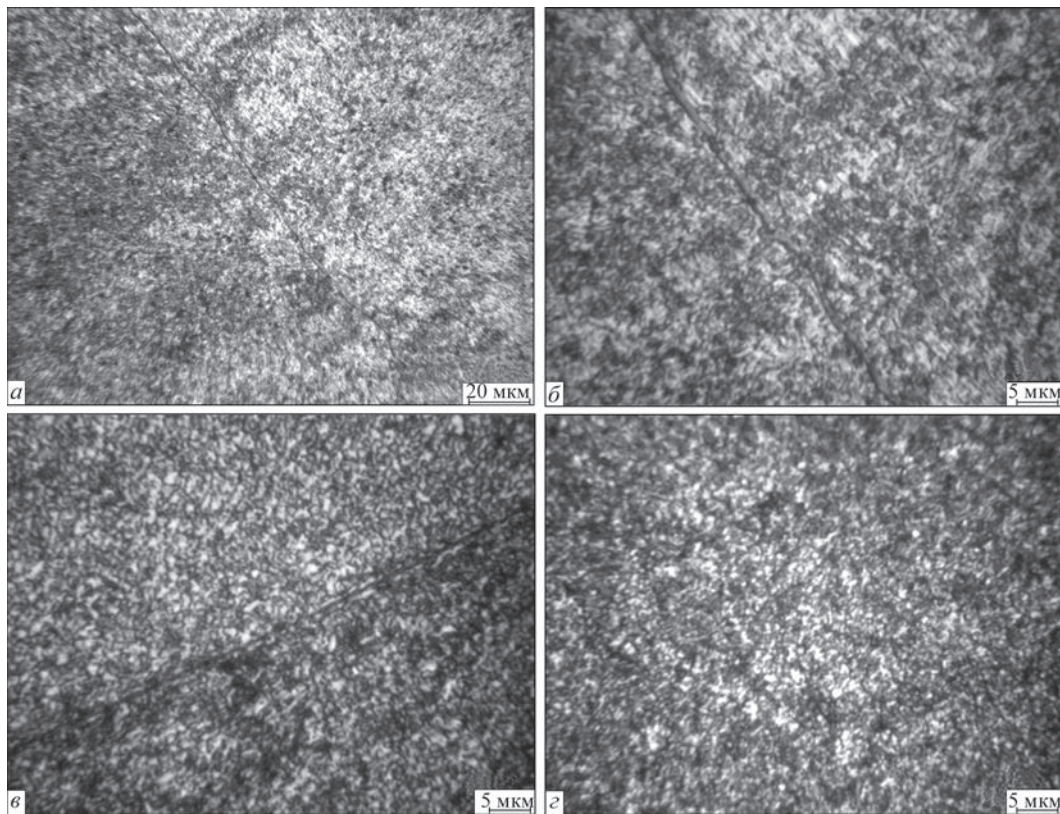


Рис. 3. Мікроструктура основного металу економічнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після загартування від температури 750 °С і старіння при 450 °С протягом 5 год: а–г — див. в тексті

складається з рівноосних поліедричних первинних  $\beta$ -зерен розміром 200...800 мкм (рис. 2, а), в обсязі яких на тлі матричної  $\beta$ -фази спостерігаються як пластинчасті  $\alpha$ -частинки довжиною 2...7 мкм і товщиною близько 1 мкм, так і більш дисперсні виділення розміром близько 1 мкм (рис. 2, б). Границі зерен потовщені, товщина зернограничних виділень становить 1,5...2,0 мкм (рис. 2, в). В поверхневому шарі металу глибиною до 350 мкм (рис. 2, з) характер структури дещо відмінний за параметрами продуктів розпаду (рис. 2, д). В структурі металу трапляються ділянки з переважанням  $\beta$ -фази з незначним ступенем розпаду, які, очевидно, успадковують свою смугасту структуру металу в стані після прокату (рис. 2, е, ж).

Переважно основний метал після відпалу складається з рівноосних  $\beta$ -зерен, на тлі матричної  $\beta$ -фази спостерігаються як пластинчасті  $\alpha$ -частинки довжиною 2...7 мкм, так і більш дисперсні виділення розміром до 1 мкм. Кількість  $\beta$ -фази після відпалу орієнтовно становить 54 % (табл. 3).

Таким чином, відпал економічнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe при температурі 750 °С протягом 1 год забезпечив отримання однорідної двофазної ( $\alpha+\beta$ )-структури за рахунок подальшого розпаду метастабільних фаз, зафіксованих під час остигання після прокату.

**Структура металу після гартування в воду та старіння.** Мікроструктура прокату економічнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після гартування в воду від температури 760 °С і старіння при 450 °С протягом 5 год рівномірна і однорідна (рис. 3, а). У порівнянні з металом в стані після відпалу при температурі 750 °С протягом 1 год він має більш дисперсну внутрізеренну мікроструктуру, розмір виділених при розпаді  $\beta$ -фази частинок становить переважно до 1...2 мкм (рис. 3, б),  $\alpha$ -частинки мають розмір від менше 1 до 2...3 мкм (рис. 3, в, г).

Таким чином, метал економічнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після гартування в воду і старіння має більш дисперсну внутрізеренну мікроструктуру в порівнянні з зразками після відпалу, виділені при розпаді  $\beta$ -фази частинки  $\alpha$ -фази переважно мають розмір до 1...2 мкм. Більш дисперсна структура забезпечує великі значення міцності при менших показниках ударної в'язкості.

**Структура металу після уповільненого охолодження.** Мікроструктура металу титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після уповільненого охолодження від температури 750 °С зі швидкістю 1 °С/хв (режим 3, табл. 1) має рівномірну однорідну двофазну внутрізеренну структуру (рис. 4, а), що складається з  $\alpha$ - та  $\beta$ -фаз, з розміром частинок  $\alpha$ -фази 1...5 мкм. Границі зе-

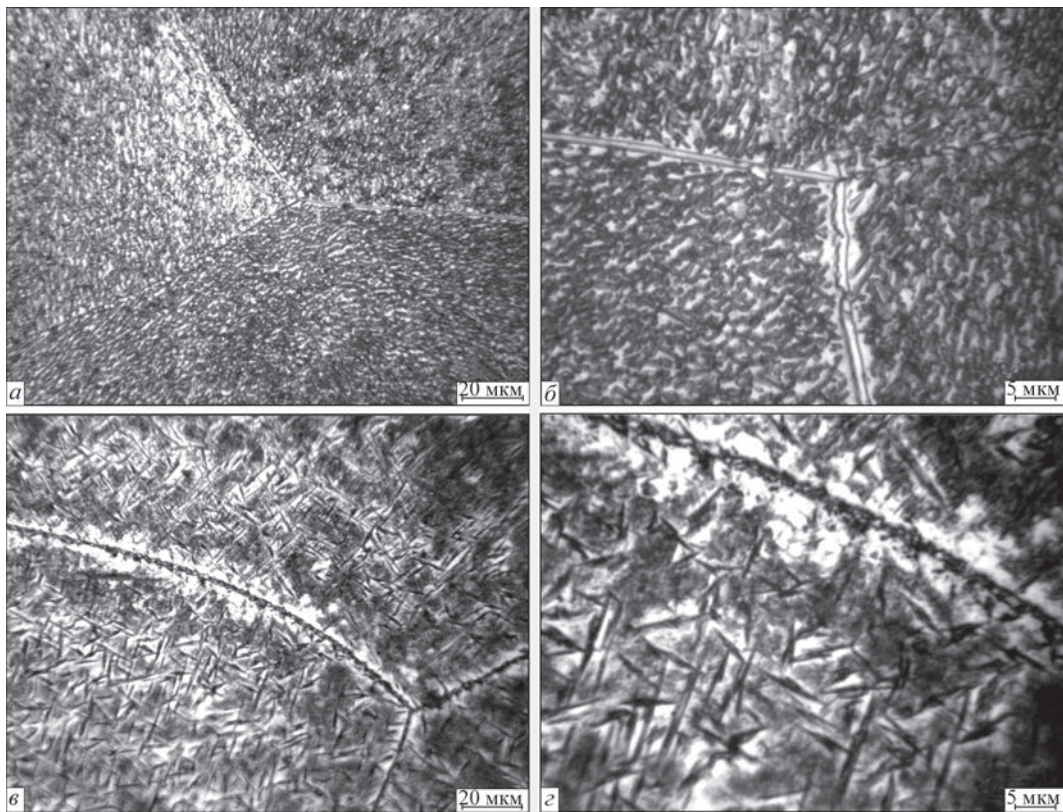


Рис. 4. Мікроструктура основного металу титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після уповільненого охолодження (режим 3, табл. 1): а–г — див. в тексті

рен потовщені, їх товщина становить 1...2 мкм (рис. 4, б). В металі є смуги з різним ступенем розпаду β-твердого розчину. Мікроструктура металу в смугі з більш високою щільністю виділених частинок приведена на рис. 4, в, г. На тлі матричної β-фази також спостерігаються α-пластини завдовжки 5...12 мкм і товщиною до 1 мкм. Крім того в обсязі зерен присутні дисперсні частинки розміром до 1 мкм. Границі зерен також декоровані дисперсними частками, на яких виділяються рівноосні частинки розміром до 2 мкм (рис. 4, г). Їх природу необхідно визначати додатково, так як їх присутність може сприяти зернограничному розтріскуванню. В порівнянні з зразками після відпалу метал сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після уповільненого охолодження має внутрізеренну мікроструктуру з більшими розмірами частинок α-фази. Необхідно додати, що структура з найбільшими розмірами частинок α-фази матиме найменші значення міцності.

Таким чином, можна зробити висновок, що в результаті впливу уповільненого охолодження від температури відпалу в сплаві Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe утворилися більш різноманітні за розмірами частинки α-фази, ніж в металі після гартування зі старінням. В середньому частинки α-фази мають розмір 1...7 мкм, а максимальний розмір частинок α-фази досягає 5...12 мкм. Така структура мета-

лу дозволяє припустити більш високі значення показників ударної в'язкості металу після уповільненого охолодження зі швидкістю 1 °C/хв в порівнянні з загартуванням у воду і старінням. В результаті впливу ТО, що зміцнює (загартування у воду і старіння), в металі титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe сформувалася однорідна і рівномірна структура з розмірами частинок α-фази від 1 до 2...3 мкм (більшими ніж після відпалу).

Кількість β-фази в металі сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe після ТО знизилася в порівнянні з металом після прокату і знаходиться на рівні 49...61 % (табл. 3). При цьому найбільша кількість β-фази міститься в металі після гартування в воду і старіння та становить 61 %, а найменша — після уповільненого охолодження (49 %).

Визначення розподілу мікротвердості металу економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe після термічної обробки, яка зміцнює, дозволило зробити висновок, що її рівень в основному металі після гартування та старіння знаходиться в інтервалі 3400...3800 МПа (рис. 5). В стані після відпалу при температурі 750 °C показники знаходяться на рівні мікротвердості після прокату (3560...3780 МПа). Всі зразки мають невеликий розкид значень мікротвердості, що може свідчити про більшу однорідність їх структури. Після уповільненого охолодження фіксується най-

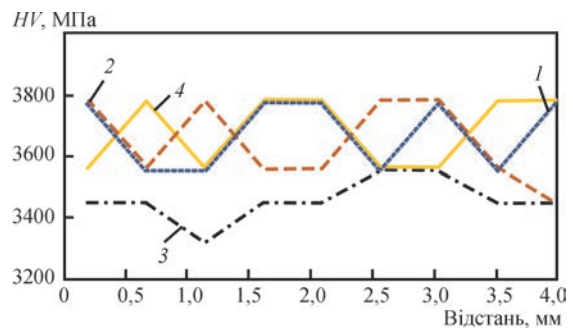
нижчий рівень мікротвердості в основному металі, що знаходиться в діапазоні від 3320...3560 МПа (рис. 5). Менші показники мікротвердості після уповільненого охолодження можуть свідчити про нижчий рівень міцності.

Аналіз механічних властивостей титанового економнолегованого псевдо- $\beta$ -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після таких видів ТО як відпал, гартування в воду з наступним старінням та сповільненого охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/хв дозволив зробити висновок, що найвищі значення міцності (1187 МПа) має метал після гартування в воду з подальшим старінням (табл. 4). Це саме ті зразки, які мають найбільш дрібнодисперсну структуру. Після відпалу метал має значення міцності на рівні 1058 МПа. Найнижчі значення показників міцності на рівні 953 МПа фіксуються в металі, підданому сповільненому охолодженню з регламентованою швидкістю 1 °C/хв.

Таким чином, можна зробити висновок, що для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe при застосуванні трьох видів термічної обробки найбільший ефект зміцнення дає гартування в воду з подальшим старінням, яке дозволяє підняти рівень міцності зразків на 172 МПа, а саме з 1015 до 1187 МПа. Відпал при 750 °C дозволяє підняти рівень міцності зразків на 61 МПа (з 1015 до 1058 МПа). Сповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/хв — це єдиний вид ТО, що призводить до зниження міцності сплаву з 1015 до 953 МПа. Зниження міцності зразків сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після сповільненого охолодження можливо пояснити утворенням значної кількості інтерметалідів на основі заліза, чому сприяє як більший розмір виділень  $\alpha$ -фази пластинчастої форми з максимальним розміром до 5...12 мкм, так і потовщені границі зерен в металі сплаву та найбільша товщина  $\alpha$ -фази (1,5...2,0 мкм), що виділилася уздовж границь зерен. Час перебування металу при температурі вище 450 °C при уповільненому охолодженні зі швидкістю 1 °C/хв складає 5 год, імовірно, що за цей час сформувалися потовщені границі зерен в металі та виділення на границях зерен більшої кількості інтерметалідів на основі

**Таблиця 3.** Кількість  $\beta$ -фази в металі економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після термообробки

Номер режиму ТО	Метал після ТО	Кількість $\beta$ -фази, %
–	Прокату	71
1	Відпалу	54
2	Гартування в воду та старіння	61
3	Уповільненого охолодження зі швидкістю 1 °C/хв	49



**Рис. 5.** Вплив ТО на розподіл мікротвердості титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe: 1 — відпалу (750 °C/хв); 2 — гартування в воду та старіння; 3 — уповільненого охолодження; 4 — прокату

заліза. При гартуванні та наступному старінню час знаходження металу при температурі 450 °C також становить 5 год, але в цьому разі в металі зразків формується найбільш дрібнодисперсна структура, в якій відсутні потовщені границі зерен. Це дозволяє зробити висновок про небажаність такої термообробки, як уповільнене охолодження, для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe.

Показники ударної в'язкості для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після гартування зі старінням знаходяться на невисокому рівні та становлять 3,7...4,2 Дж/см<sup>2</sup>, що пояснюється найбільш дрібнодисперсною структурою металу. Зразки сплаву після уповільненого охолодження зі швидкістю 1 °C/хв мають внутрізеренну мікроструктуру з найбільшими розмірами виділень  $\alpha$ -фази в металі, але мають також невисокі значення показників ударної в'язкості, які становлять 5,6...7,1 Дж/см<sup>2</sup>. Найбільші значення показників ударної в'язкості на рівні 11,5 Дж/см<sup>2</sup> має метал після простого відпалу в печі при температурі 740...750 °C (див. табл. 4).

Необхідно відзначити, що відпал в печі при температурі 740...750 °C без контрольованого охолодження або перенесення в гартівне середовище є найбільш простою ТО для економнолегованого псевдо- $\beta$ -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe. Така термообробка забезпечує однорідну структуру металу, найбільші значення показників ударної в'язкості на рівні 11,5 Дж/см<sup>2</sup>, а також досить високі значення показників міцності на рівні 1058 МПа, що складає 104 % від міцності сплаву в стані після

**Таблиця 4.** Механічні властивості економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після ТО

Номер режиму ТО	Тимчасовий опір розриву ( $\sigma_b$ ), МПа	Межа плинності ( $\sigma_T$ ), МПа	Відносне подовження ( $\delta_s$ ), %	Ударна в'язкість, (KCV), Дж/см <sup>2</sup>
–	1015	939	1,9	3,6
1	1058	987	3,0	11,5
2	1187	1085	–	3,7
3	953	901	–	5,6

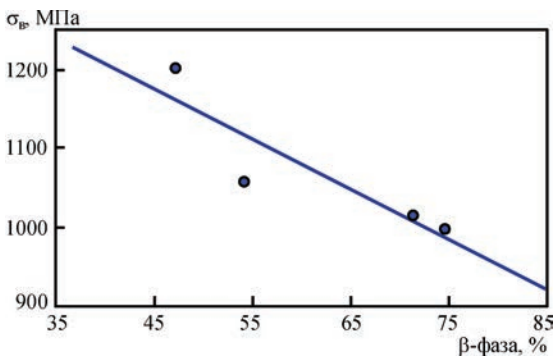


Рис. 6. Залежність міцності титанового економнолегованого псевдо-β-сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe від кількості β-фази в металі

прокату або 89 % від міцності сплаву в стані після гартування в воду зі старінням.

Сплав Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, на відміну від псевдо-β-сплаву VT19, менш ефективно зміцнюється термообробкою [14]. Так, для псевдо-β-сплаву VT19 гартування з наступним старінням дозволяє підняти рівень міцності, в більшій мірі на 295 МПа, а відпал при 750 °C — на 136 МПа [15]. Крім того, на відміну від псевдо-β-сплаву VT19, для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe така термічна обробка, як сповільнене охолодження зі швидкістю 1 °C/хв, призводить до зниження міцності зразків, в той час, як для сплаву VT19, сповільнене охолодження зі швидкістю 1 °C/хв підвищує міцність зразків з 958 до 1086 МПа [16]. Це дозволяє підтвердити висновок про недоцільність для металу економнолегованого псевдо-β-сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe застосування уповільненого охолодження, а причину зниження показників міцності треба встановлювати додатково.

Дослідження структури економнолегованого псевдо-β-сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe та механічних властивостей зразків дозволили встановити наступну залежність міцності від кількості β-фази в основному металі (рис. 6):

$$\sigma_b = 1460 - 6,4(x), \text{ МПа,}$$

де  $x$  — кількість β-фази, %.

Відповідно до цієї діаграми мінімальні значення міцності (820 МПа) зразків сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe фіксуються при вмісті β-фази 99,9 %, а при вмісті β-фази 35 % очікувана міцність зразків становить 1236 МПа.

## Висновки

1. За результатами досліджень впливу ТО (відпалу, гартування з старінням чи уповільненого охолодження) на структуру сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe можна зробити висновок, що структура металу стає однорідною, переважає (α+β)-структура, зни-

жується вміст β-фази, а кількість її знаходиться на рівні 49...61 %.

2. В результаті впливу гартування у воду та старіння в металі титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe сформувалася найбільш дисперсна і рівномірна внутрізеренна мікроструктура з розмірами α-частинок від менше 1 до 2...3 мкм з найвищими значеннями міцності (1187 МПа) при показниках ударної в'язкості 3,7 Дж/см<sup>2</sup>.

3. Сповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/хв призводить до зниження міцності сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, що пов'язано з більшим розміром виділень α-фази пластинчастої форми довжиною 2...7 мкм, а також потовщеними границями зерен в основному металі.

4. Відпал без контрольованого охолодження або перенесення в гартівне середовище є найбільш простою ТО для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, яка при цьому забезпечує рівномірну структуру та вміст β-фази в металі на рівні 54 % та високі механічні властивості з'єднань на рівні 1058 МПа, що складає 104 % від міцності сплаву в стані після прокату або 89 % від міцності сплаву в стані після гартування в воду зі старінням.

## Список літератури

- Lütjering G., Williams J.C. (2003) *Titanium*. Berlin, Springer-Verlag.
- (2002) *Opportunities for lowcost titanium in reduced fuel consumption, improve demissions, and enhanced durability heavy-duty vehicles*. Subcontract 4000013062, ENK Technologies, Vancouver, WA, USA.
- Lavender C.A. (2004) *Low-cost titanium evaluation*. Pacific Northwest National Laboratory, Richland, WA, USA.
- (2004) *Summary of emerging titanium costreduction technologies. A study performed for US Department of Energy and Oak Ridge National Laboratory*. Subcontract 4000023694, ENK Technologies, Vancouver, WA, USA.
- Ночовная Н.А., Анташев В.Г. (2007) Титановые сплавы серии «LOW-COST» и возможности их применения. *Сб. тр. Междунар. конф. Ti-2007 в СНГ*. Киев, РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, сс. 191–192.
- Dobrescu M., Dimitriu S., Vasilescu M. (2011) Studies on Ti-Al-Fe low-cost titanium alloys manufacturing, processing and applications. *Metalurgia International*, 16(4), 73.
- Lin D.J., Ju C.P., Lin J.H.C. (1999) Structure and properties of cast Ti-Fe Alloys. *Transactions of the American Foundry men's Society*, 107, 859–864.
- Holden F.C., Ogden H.R., Jaffee R.I. (1956) Heat treatment and mechanical properties of Ti-Fe alloys. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, 206(5), 521–528.
- Lee D.B., Park K.B., Jeong H.W., Kim S.E. (2002) Mechanical and oxidation properties of Ti-xFe-ySi Alloys. *Materials Science and Engineering A*, 328(1–2), 161–168.
- Murray J.L. (1987) *Phase diagrams of binary titanium alloys*. ASM International, Ohio, USA.
- Бокштейн С.З., Кишкін С.Т., Мирский Л.М. (1971) Влияние тонкой структуры, возникающей в титане в процес-

- се полиморфного ( $\alpha+\beta$ )-превращения, на диффузионную подвижность. *Изв. АН СССР. Металлы*, **5**, 210–215.
12. Yu Y., Hui S.X., Ye W.J., Xiong B.Q. (2009) Mechanical properties and microstructure of an  $\alpha+\beta$  titanium alloy with high strength and fracture toughness. *Rare Met.*, **28** (4), 346.
  13. Ахонин С.В., Пикунин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Современная электрометаллургия*, **3**, 15–22. <https://doi.org/10.15407/sem.2019.03.03>
  14. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. и др. (2018) Электронно-лучевая сварка и термообработка сварных соединений высокопрочного псевдо- $\beta$ -титанового сплава VT19. *Автоматическая сварка*, **7**, 12–17. DOI:<http://dx.doi.org/10.15407/as2018.07.02>
  15. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Петриченко І.К. (2020) Термічна обробка отриманого способом ЕПП високоміцного псевдо- $\beta$ -титанового сплаву та його зварних з'єднань. *Сучасна електрометалургія*, **1**, 14–25. <https://doi.org/10.37434/sem2020.01.02>
  16. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. и др. (2019) ЭЛС и локальная термообработка экономнолегированных титановых сплавов на основе  $\beta$ -фазы. *Сб. трудов IX Международной конф. «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов», 9–13 сентября 2019 г., Одесса, Украина. Киев, Международная Ассоциация «Сварка»*, сс. 12–15.
  6. Dobrescu, M., Dimitriu, S., Vasilescu, M. (2011) Studies on Ti–Al–Fe low-cost titanium alloys manufacturing, processing and applications. *Metalurgia Int.*, **16**(4), 73.
  7. Lin, D.J., Ju, C.P., Lin, J.H.C. (1999) Structure and properties of cast Ti–Fe alloys. *Transact. of the American Foundry men's Society*, **107**, 859–864.
  8. Holden, F.C., Ogden, H.R., Jaffee, R.I. (1956) Heat treatment and mechanical properties of Ti–Fe alloys. *Transact. of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, **206**(5), 521–528.
  9. Lee, D.B., Park, K.B., Jeong, H.W., Kim, S.E. (2002) Mechanical and oxidation properties of Ti–xFe–ySi alloys. *Mater. Sci. and Engin. A.*, **328**(1/2), 161–168.
  10. Murray, J.L. (1987) *Phase diagrams of binary titanium alloys*. ASM Int., Ohio, USA.
  11. Bokshitejn, S.Z., Kishkin, S.T., Mirsky, L.M. (1971) Influence on thin structure, formed in titanium during polymorphous ( $\alpha+\beta$ )-transformation, on diffusion mobility. *Izv. AN SSSR. Metall.*, **5**, 210–215 [in Russian].
  12. Yu, Y., Hui, S.X., Ye, W.J., Xiong, B.Q. (2009) Mechanical properties and microstructure of an  $\alpha+\beta$  titanium alloy with high strength and fracture toughness. *Rare Met.*, **28** (4), 346.
  13. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam unit UE-208M. *Sovrem. electro-metall.*, **3**, 15–22 [in Russian]. <https://doi.org/10.15407/sem.2019.03.03>
  14. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2018) Electron beam welding and heat treatment of welded joints of high-strength pseudo- $\beta$ -titanium alloy VT19. *The Paton Welding J.*, **7**, 10–14. DOI:<http://dx.doi.org/10.15407/as2018.07.02>
  15. Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Selin, R.V., Petrichenko, I.K. (2020) Heat treatment of high-strength pseudo- $\beta$ -titanium alloy produced by EBM process and of its welded joints. *Suchasna Elektrometal.*, **1**, 14–25 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem2020.01.02>
  16. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2019) EBW and local heat treatment of sparsely-doped titanium alloys based of  $\beta$ -phase. In: *Proc. of 9<sup>th</sup> Int. Conf. on Beam Technologies in Welding and Processing of Materials (Odessa, Ukraine, 9-13 September 2019)*. IAW, 12–15.

## References

## INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF SPARSELY-DOPED TITANIUM ALLOY Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, R.V. Selin, I.K. Petrichenko

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

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Possibility of strengthening the metal of sparsely-doped pseudo- $\beta$ -titanium alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe produced by ESM method, using three types of heat treatment: annealing, quenching with aging and delayed cooling, was assessed. It is found that by the results of heat treatment in the form of annealing, quenching with aging or delayed cooling the structure of metal of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy becomes homogeneous, ( $\alpha+\beta$ )-structure prevails, and  $\beta$ -phase content decreases to the level of 49...61 %. Water quenching and subsequent aging forms in the metal of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe titanium alloy the most dispersed and homogeneous intragranular microstructure with  $\alpha$ -particle dimensions of 1...3  $\mu\text{m}$  with the highest values of strength on the level of 1187 MPa and impact toughness of 3.7 J/cm<sup>2</sup>. Delayed cooling at the controlled rate of 1 °C/min leads to lowering of the strength of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy. Annealing without controlled cooling or transferring to the quenching medium is the simplest heat treatment for Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy, which ensures a homogeneous structure,  $\beta$ -phase content in the metal on the level of 54 % and impact toughness values of 5.6...7.1 J/cm<sup>2</sup>. Ref. 16, Tabl. 4, Fig. 6.

*Key words:* titanium; titanium sparsely-doped and pseudo- $\beta$ -alloys; heat treatment; annealing; quenching; aging; microstructure; mechanical properties

Надійшла до редакції 06.03.2021

# УДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДИКИ АНАЛІЗУ ТЕРМОКІНЕТИЧНИХ ДІАГРАМ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ ШВІВ ВИСОКОМІЦНИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

В.А. Костін, В.В. Жуков

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

Запропоновано нову удосконалену методику визначення критичних температур фазових перетворень у високоміцних низьколегованих сталях та їх зварних з'єднаннях, яка полягає у апроксимуванні залежності коефіцієнту теплового розширення від температури та відокремлення структурного перетворення від теплового розширення. Для детального визначення особливостей перетворення у металі швів високоміцних низьколегованих сталей запропоновано використати кінетичні параметри перетворення: об'ємний ефект перетворення ( $S$ ), максимальне значення інтенсивності перетворення ( $V_{\max}$ ), температуру максимальної інтенсивності перетворення ( $T_p$ ). Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 8.

*Ключові слова:* діаграма розпаду аустеніту; фазові перетворення; критичні температури; автоматичне зварювання; метал шва; порошкові інокулятори; мікроструктура

Для побудови термокінетичних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту використовують дилатометричний метод. Дилатометричний метод засновано на вимірюванні зміни об'єму твердого тіла при зовнішньому впливі (тепла, тиску, магнітного поля) [1]. Для сталі дилатометричний метод дозволяє визначити критичні температури фазових перетворень, пов'язаних з перебудовою кристалічної решітки при нагріванні та охолодженні металу в ході технологічного процесу. Для визначення критичних температур дилатометричні дані представляють у вигляді залежності зміни лінійного розміру зразка від температури (рис. 1, а). Криву, що відповідає за зміну об'єму в залежності від температури, називають дилатограмою.

Зміна об'єму при фазовому перетворенні обумовлена перебудовою кристалічної решітки металу [2]. Визначення критичних температур фазових перетворень полягає у встановленні температурних точок на дилатограмі, у яких на фоні ефекту теплового розширення металу спостерігається зміна об'єму за рахунок структурно-фазового перетворення. Для визначення критичних температур фазових перетворень до умовно лінійних ділянок дилатограми, що відповідає різним фазам, проводять дотичні [3]. Температури, при яких залежність відхиляється від дотичних, свідчать про початок або закінчення перетворення.

Однак метод дотичних має ряд недоліків, серед яких мала чутливість визначення критичних тем-

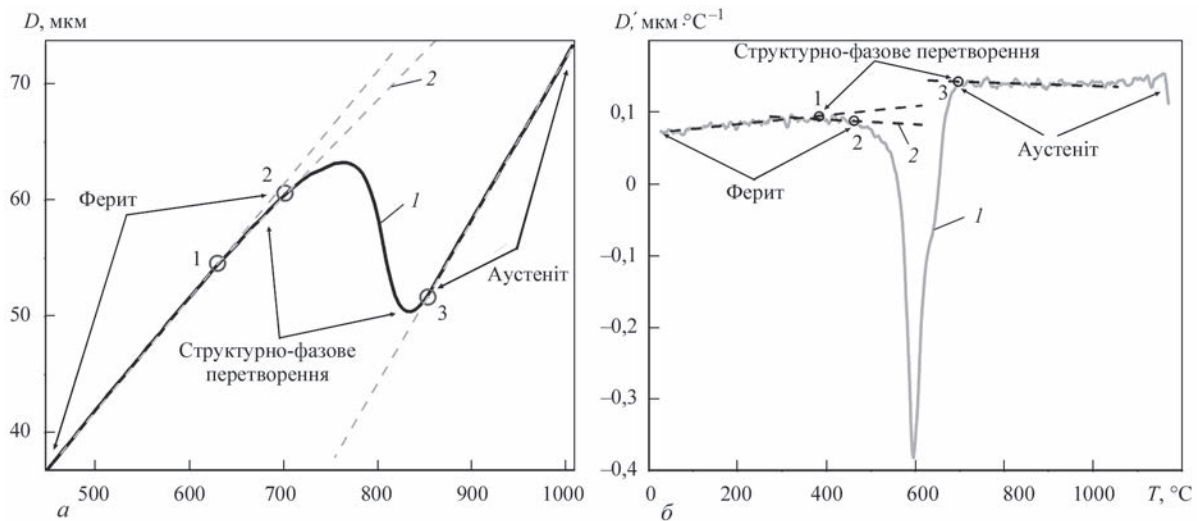


Рис. 1. Залежності дилатометричних даних від температури (а) та першої похідної дилатометричних даних (б) від температури: 1 — дилатометричні дані; 2 — дотичні; точки 1–3 — критичні температури перетворення

В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, В.В. Жуков — <https://orcid.org/0000-0002-3358-8491>



ператур в залежності від вибору температурного інтервалу для проведення дотичної [4] (рис. 1, а).

Для уточнення методу дотичних використовують метод диференційного аналізу дилатометричних даних [5], суть якого полягає у тому, що визначення критичних температур методом дотичних проводять на графіку залежності першої похідної зміни розміру зразка від температури. Однак цей метод також відзначається варіабельністю у визначенні критичних температур (рис. 1, б). Збільшення температурного інтервалу для проведення дотичної знижує варіабельність у визначенні місця прилягання дотичної до дилатограми і, відповідно, у визначенні температури початку (чи закінчення) перетворення аустеніту на фоні термічного розширення сталі при зміні температури. У довідковій літературі значення коефіцієнтів термічного розширення сталей приводиться для ряду інтервалів температур. У роботі [6] відзначається, що при визначенні коефіцієнта термічного розширення сталі температурний інтервал достатньо обрати приблизно 50 °С. Однак залежність коефіцієнту термічного розширення сталі від температури не є лінійною залежністю і використання лінійної функції (дотичної) не відповідає самому фізичному явищу термічного розширення твердих тіл [7].

Визначення температур фазових перетворень у високоміцних низьколегованих сталях (ВМНЛ) та їх зварних з'єднаннях є достатньо складною задачею, що безпосередньо впливає на вибір режимів зварювання, термообробки і, як наслідок, на мікроструктуру та механічні властивості металу швів.

Мета даної роботи — удосконалення методики визначення критичних температур фазових перетворень та параметрів перетворення, які безпосередньо впливають на структурно-фазовий склад та механічні властивості металу швів високоміцних низьколегованих сталей.

**Матеріали та методика досліджень.** В роботі представлені результати досліджень структурних перетворень металу зварних з'єднань високоміцної низьколегованої сталі 14ХГНДЦ, у метал шва якої вводили порошки модифікатори різних сполук — нітриди, карбіди і оксиди різних металів (TiC, TiN, SiC, VC, NbC, TiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO, ZrO<sub>2</sub>). Модифікування рідкого металу здійснювали за допомогою зварювання, шляхом використання порошкових зварювальних дротів, в сердечник яких були закладені частки необхідного складу. Особливістю використання запропонованої технології зварювання для модифікування рідкого металу є необхідність захисту порошоків, що вводяться, від прямого впливу зварювальної дуги для запобігання їх повного розплавлення або випаровування. У зв'язку з цим використовували технологію введення порошоків зварювальних дротів у відносно

холодну частину зварювальної ванни з температурою близько 1600...1800 °С, яка була нижче температури плавлення більшості частинок.

Було виконано стикові зварні з'єднання листів сталі 14ХГНДЦ товщиною 20 мм на постійному струмі зворотної полярності. Зварювання виконували у середовищі захисних газів Ag + 18 % CO<sub>2</sub> з використанням порошкового дроту Св-08 діаметром 1,6 мм з коефіцієнтом заповнення 18 %. Загальний вміст модифікаторів TiC, TiN, SiC, VC, NbC, TiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO, ZrO<sub>2</sub> складав 0,09 %. Зварювання проводили на постійному струмі зворотної полярності 240...250 А, напрузі 31...32 В, швидкості зварювання 10...12 м/год, тепловкладенні 26...28 Дж/см.

Характер структурних перетворень в металі швів, модифікованих порошками, вивчали методом імітації термодформаційних циклів зварювання з використанням комплексу Gleeble 3800 (DSI, США), що був оснащений швидкодіючим дилатометром [8]. Зразки нагрівали у вакуумній камері до температури 1170 °С, а потім охолоджували за термічним циклом, характерним для автоматичного дугового зварювання під флюсом зі швидкостями 5, 10, 17, 30, 45 °С/с в інтервалі температур 600...500 °С.

Відомо, що теплоємність та теплове розширення твердих тіл пов'язані прямо пропорційно в деякому інтервалі температур [9]. Підходи при апроксимуванні залежності теплоємності від температури можуть бути використані для теплового розширення. Емпірична залежність теплоємності від температури може бути виражена поліномом непарних ступенів [10, 11]:

$$C(T)_\alpha = a_0 + a_1T + a_2T^3 + a_3T^5; \quad (1)$$

$$C(T)_\gamma = b_0 + b_1T + b_2T^3 + b_3T^5, \quad (2)$$

де  $C(T)_\alpha$ ,  $C(T)_\gamma$  — теплоємність фериту чи аустеніту;  $T$  — температура;  $a_i$ ,  $b_i$  — константи. Для апроксимування залежності, що описує характер теплового розширення фериту чи аустеніту, було використано подібну залежність (рис. 2).

Температури початку і кінця перетворення аустеніту не несуть повного уявлення про характер та кінетику перетворення. Це пов'язано з тим, що перетворення починається із зародків рекристалізації, з сегрегаційних мікроділянок, неметалевих включень або фазових виділень, границь зерен, що не відповідає усередненому складу металу шва.

Структурно-фазове перетворення починається з зародків рекристалізації та поширюється з деякою швидкістю, що в цілому обумовлена дифузією вуглецю, на яку впливають такі фактори, як щільність дислокацій, розмір зерна, швидкість охолодження та ін. Формування нових структурно-фазових елементів відбувається з наростанням інтенсивності

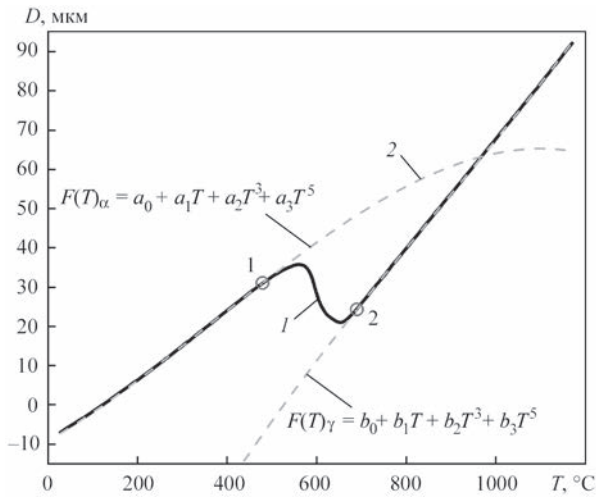


Рис. 2. Апроксимування залежності термічного розширення фериту  $F(T)_\alpha$  та аустеніту  $F(T)_\gamma$ ; 1 — дилатометричні дані; 2 — емпірична температурна залежність теплового розширення

(умовної швидкості) перетворення, яке обумовлено появою нових центрів рекристалізації і збільшенням площі фронту рекристалізації. Після досягнення максимального значення інтенсивність перетворення знижується. Так само структурно-фазовий перехід характеризується певною величиною деформації, обумовленою перебудовою кристалічної решітки в ході перетворення. Ця величина називається об'ємним ефектом перетворення.

Для визначення об'ємного ефекту перетворення з урахуванням постійної зміни коефіцієнту термічного розширення металу на графіку першої похідної зміни розміру зразка від температури в температурному інтервалі перетворення було запропоновано вимірювати площу, що обмежена з одного боку кривою дилатометричних даних, а з іншого — лінією, що виражає поступову зміну коефіцієнту термічного розширення (рис. 3).

Інтенсивність перетворення — це порівняльний параметр, який показує на скільки зміна розміру зразка, що відбувається за рахунок перебудови

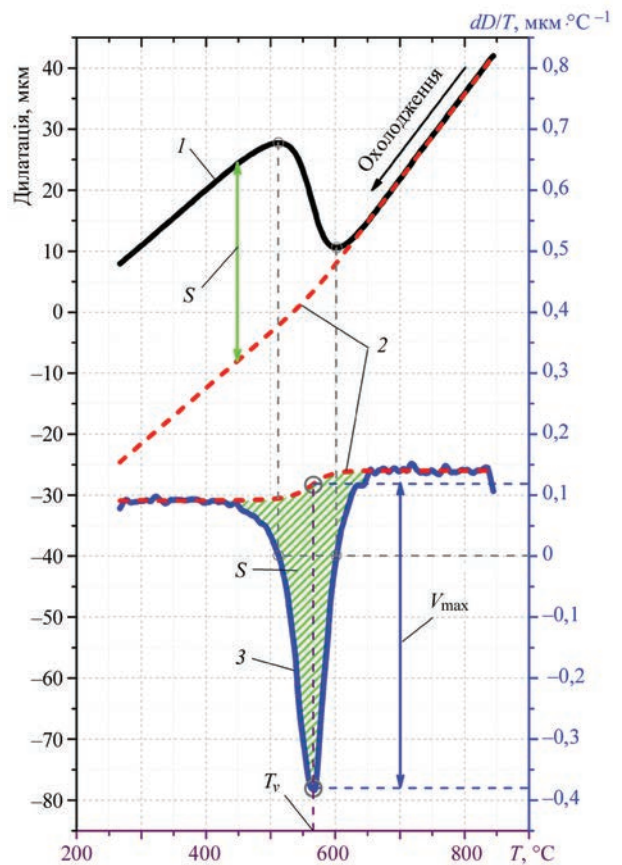


Рис. 3. Кінетичні параметри перетворення  $S$ ,  $V_{\max}$ ,  $T_\nu$ : 1 — дилатограма; 2 — зміна коефіцієнту термічного розширення; 3 — перша похідна дилатограми

кристалічної решітки, відрізняється від зміни розміру зразка, що відбувається в наслідок теплового розширення металу.

Параметрами інтенсивності перетворення є об'ємний ефект перетворення  $S$ , максимальне значення інтенсивності перетворення  $V_{\max}$ , температура максимальної інтенсивності перетворення  $T_\nu$  (рис. 3).

Критичні температури початку і кінця структурно-фазового перетворення не дають повну інформацію про характер перетворення (рис. 4).

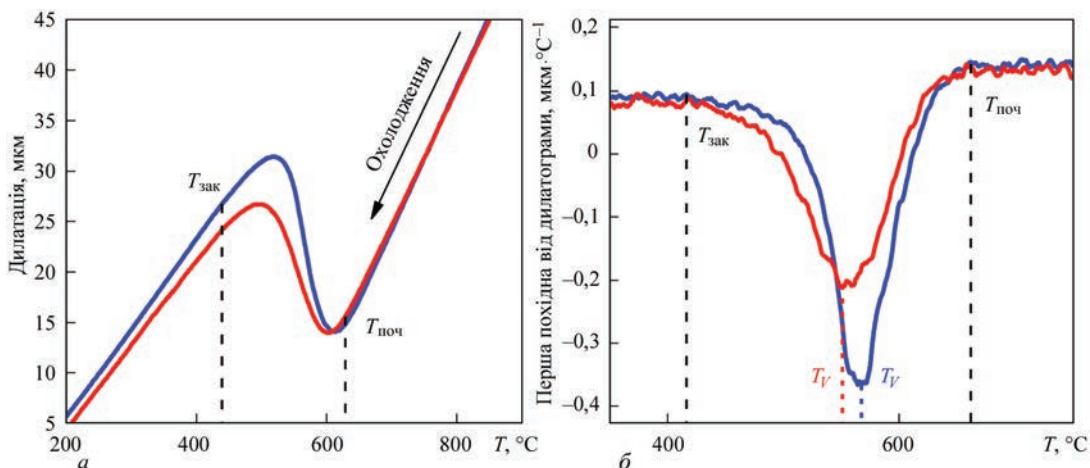


Рис. 4. Особливості зміни кінетики фазових перетворень металу швів: а — дилатограма; б — перша похідна дилатограми

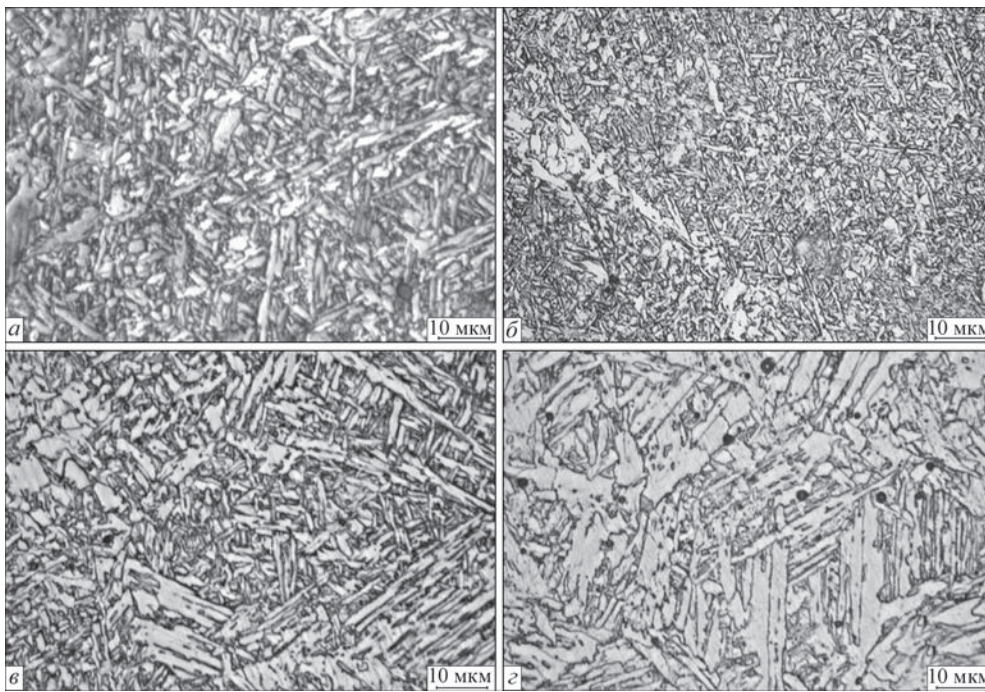


Рис. 5. Мікроструктура металу дослідних швів, модифікованих порошками: *a* — без модифікатора; *б* — TiN; *в* — SiC; *г* — ZrO<sub>2</sub>

Як видно з наведених результатів, хоча температури початку ( $T_{\text{поч}}$ ) та закінчення ( $T_{\text{зак}}$ ) фазових перетворень у двох різних зразках однакові, характер перетворення, частка фаз, що формується, та, відповідно, температура максимальної інтенсивності перетворення ( $T_v$ ) буде різною.

Температурний початок формування нової фази обумовлено такими факторами, як хімічний склад металу, ступінь переохолодження, розмір і склад неметалевих включень, розмір аустенітного зерна. Параметр  $T_v$  більш точно відображає характер перетворення, коли в перетворення залучено максимальну кількість металу. Температура максимальної інтенсивності є більш корисною, коли необхідно порівняти, як деякі фактори впливають на температуру перетворення, мікроструктуру та механічні властивості металу швів.

**Результати досліджень.** Мікроструктура металу дослідних швів, модифікованих порошками різного типу (карбідами, нітридами та оксидами), приведена на рис. 5.

Застосування порошоків нітриду титану (TiN) призводить до підвищення частки внутрізеренного та полігонального фериту (рис. 5, *б*) до 50 %, що несприятливо позначається на величині ударної в'язкості металу швів вже при відносно високій температурі випробувань (40 Дж/см<sup>2</sup>).

Використання порошоків оксидів TiO<sub>2</sub>, ZrO<sub>2</sub>, MgO (рис. 5, *г*) сприяє формуванню дисперсної структури голчастого фериту (від 30 до 90 %), який, як відомо, дозволяє отримати в металі зварних швів більш сприятливе поєднання високої міцності і ударної в'язкості, особливо при вкрай низьких температурах випробувань (–40...–60 °С).

З метою з'ясування сприятливого впливу порошоків оксидів TiO<sub>2</sub>, ZrO<sub>2</sub>, MgO на структуру та механічні властивості металу досліджених швів, в порівнянні з впливом карбідних порошоків та сполук на основі титану, було вивчено кінетику перетворення аустеніту і побудовано термокінетичні діаграми.

Аналіз отриманих результатів показав (рис. 6), що розпад аустеніту в металі швів, модифікованих оксидними частинками, відбувається при температурах вищих на 50...75 °С (рис. 6, *а*), ніж при модифікуванні карбідними частинками або сполуками на основі титану.

Залежність температури перетворення від швидкості охолодження показує зниження температури перетворення для всіх досліджених зразків. Слід зазначити, що модифікування частинками ZrO<sub>2</sub> і MgO призводить до підвищення температури перетворення, і в цілому значення температур перетворення для оксидних модифікаторів MgO, ZrO<sub>2</sub>, TiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> знаходяться вище, ніж для карбідних частинок SiC, VC, NbC. Найнижчі значення температури перетворення спостерігаються для зразка, модифікованого нітридом титану (TiN) (рис. 6, *а, б*).

Разом з тим аналіз отриманих результатів ще раз показав, що немає прямої залежності між температурами початку та кінця перетворення, часткою структурних складових та механічними властивостями (таблиця) металу швів високоміцних низьколегованих сталей, модифікованих різними частинками.

Використовуючи запропоновану методику, було проаналізовано вплив температури максимальної інтенсивності перетворення ( $T_v$ ) на структурно-фазовий склад та механічні властивості металу модифікованих швів (рис. 7).

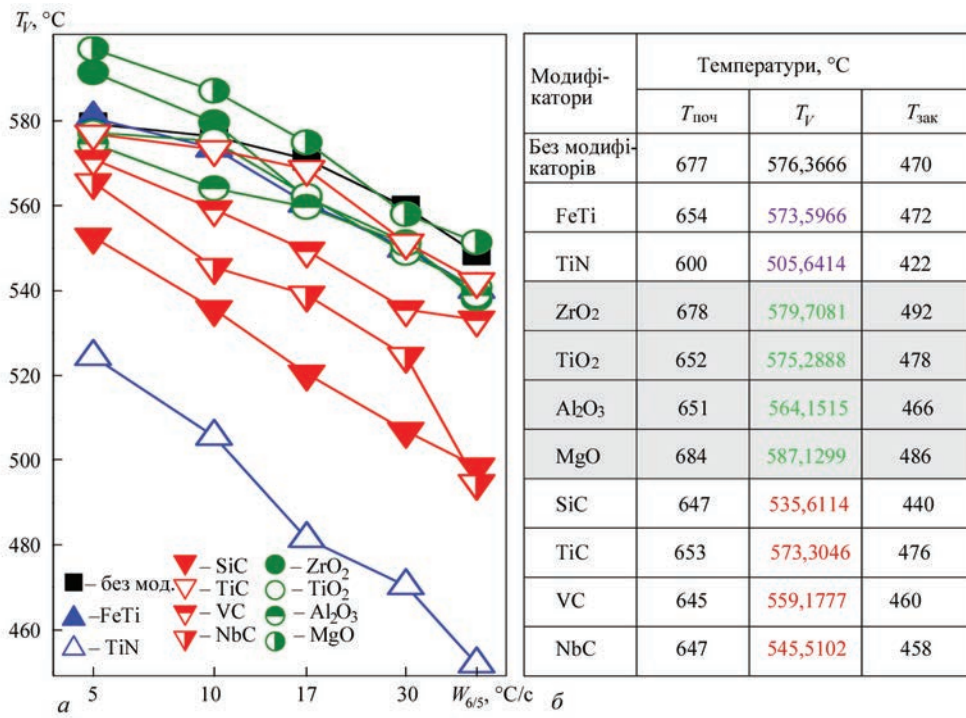


Рис. 6. Вплив модифікаторів на термкінетичні діаграми розпаду аустеніту (а) та температури перетворень (б) металу швів

Встановлено, що для швів, модифікованих оксидними і карбідними частинками, існує чітка залежність співвідношення частки структурних складових (феритних/бейнітних) від значень температури максимальної інтенсивності перетворення ( $T_v$ ) аустеніту (рис. 7, а). Разом з тим вплив сполук на основі титану відрізняється від загальної залежності.

Встановлено, що з підвищенням температури перетворення знижуються показники міцності (рис. 7, б), підвищуються значення ударної в'язкості (рис. 7, в) і пластичності металу швів (рис. 7, г). Виняток становлять зразки, модифіковані карбідом ніобію (NbC) і нітридом титану (TiN). Для обох зразків характерно зниження показників міцності і пластичності при відносно низькому значенні температури максимальної інтенсивності перетворення аустеніту.

Узагальнені результати впливу модифікування на кінетику фазових перетворень представлено на рис. 8.

Механічні властивості металу дослідних швів ВМНЛ сталей

Модифікатори	$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	KCV, Дж/см <sup>2</sup> при T, °C			
	МПа		%		20	0	-20	-40
Без модифікаторів	693,0	605,0	14,5	48,4	97,0	87,0	75,0	53,0
TiC	716,0	644,0	19,0	63,0	—	—	85,0	73,0
TiN	712,0	580,0	5,3	14,7	55,0	47,0	40,0	—
SiC	726,0	650,0	21,0	62,0	85,0	72,0	65,0	61,0
VC	780,0	706,0	14,0	56,0	57,0	55,0	52,0	—
NbC	544,0	594,0	3,0	5,75	44,0	35,0	24,0	—
TiO <sub>2</sub>	708,7	636,4	19,3	56,7	84,6	71,7	60,0	50,0
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	728,2	621,4	17,5	54,4	82,1	58,3	50,4	35,8
MgO	644,5	586,0	18,6	59,9	102,9	—	69,2	60,0
ZrO <sub>2</sub>	621,6	532,2	19,5	65,0	119,6	—	72,9	64,6

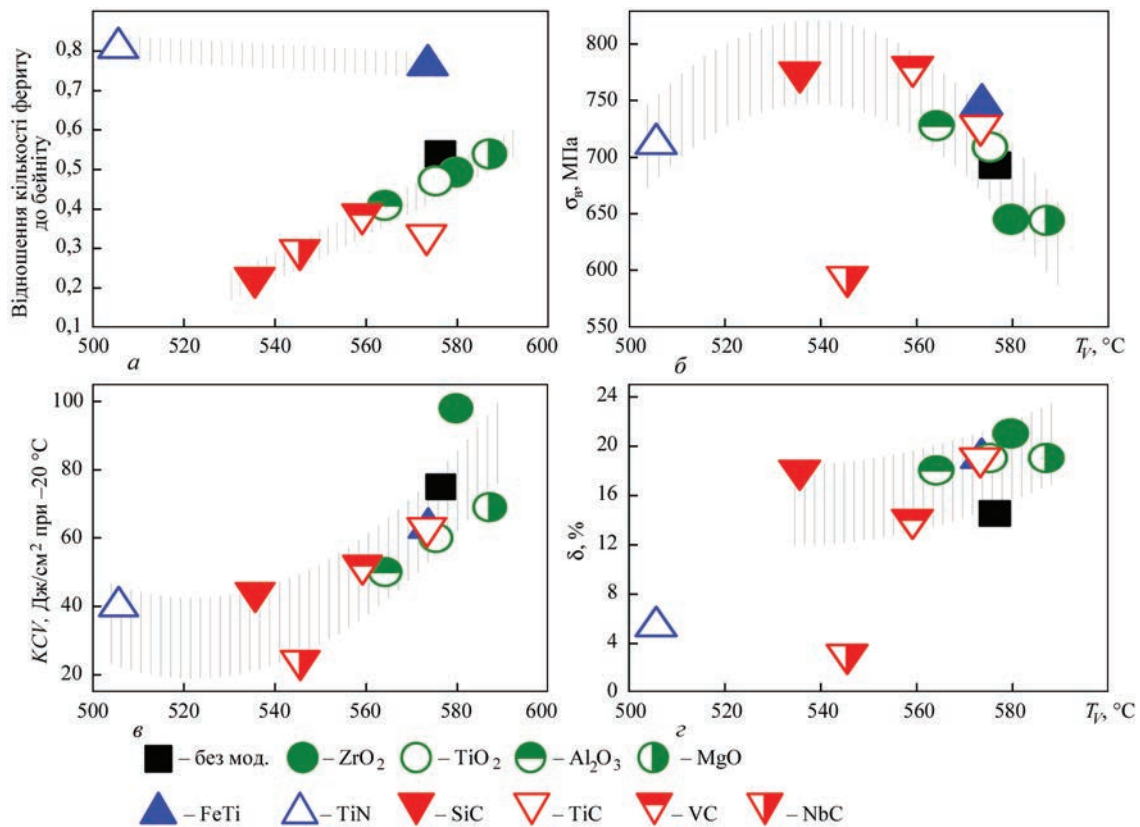


Рис. 7. Вплив температури максимальної інтенсивності перетворення ( $T_v$ ) на структурно-фазовий склад та механічні властивості металу модифікованих швів: *a* — відношення кількості феритних/бейнітних складових; *б* — межа міцності; *в* — ударна в'язкість  $KCV_{-20}$ ; *г* — пластичність

Для швів, модифікованих сполуками на основі титану та оксидними модифікаторами, спостерігається відхилення значень кінетичних параметрів перетворення. Це підтверджує, що сформовані в результаті модифікування неметалеві вclusions і фазові виділення, а також зміна морфології неметалевих вclusions впливають на умови формування вторинної структури зварних швів ВМНЛ сталей для цих типів модифікаторів.

Зміна швидкості охолодження металу швів обумовлює зміну часу перебування металу в високотемпературній області перетворення, впливає на дифузійні процеси та призводить до зміни температури перетворення і структурно-фазового складу металу.

Температура перетворення аустеніту і структурно-фазовий склад визначаються, головним чином, хімічним складом і швидкістю охолодження металу швів (факторами, що впливають на дифузію вуглецю), тому об'ємний ефект і максимальна інтенсивність перетворення змінюються пропорційно зміні температури перетворення.

## Висновки

1. Запропоновано методику оцінки параметрів кінетики перетворення через визначення величини максимальної інтенсивності, температури макси-

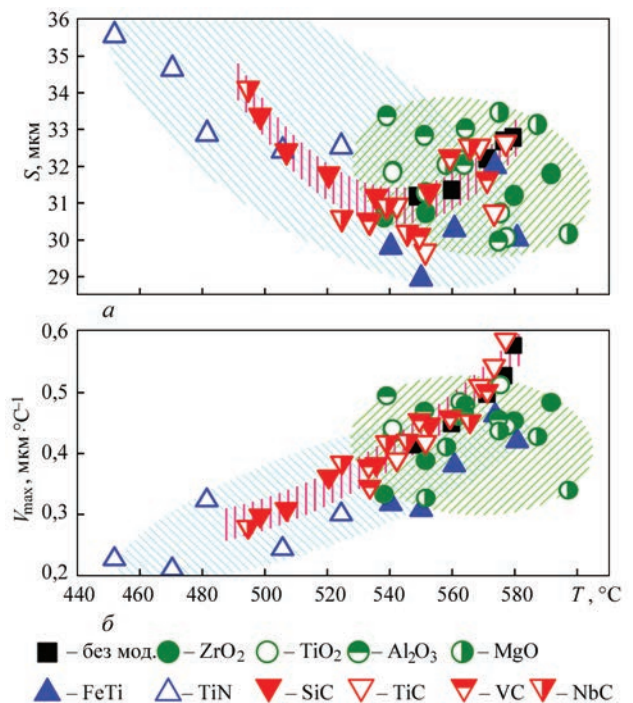


Рис. 8. Вплив модифікування на кінетику перетворення у металі швів ВМНЛ сталей: *a* — об'ємний ефект перетворення; *б* — максимальна інтенсивність перетворення

мальної інтенсивності та об'ємного ефекту перетворення, що дозволяє встановити особливості

впливу різного типу модифікаторів на кінетику фазового перетворення металу швів ВМНЛ сталей.

2. Встановлено, що температура максимальної інтенсивності перетворення може служити універсальним параметром, що характеризує зміну температури перетворення при модифікуванні металу зварних швів ВМНЛ сталей.

3. Встановлено, що оксидні модифікатори чинять комплексний вплив на процеси структуроутворення. Встановлено, що для підвищення пластичності та ударної в'язкості металу швів слід використовувати зварювальні дроти, модифіковані порошками  $ZrO_2$ , а для підвищення міцності —  $Al_2O_3$ .

### Список літератури

1. Черепин В.Т. (1968) *Экспериментальная техника в физическом металловедении*. Киев, Техніка.
2. Гуляев А.П. (1986) *Металловедение*. Учебник для вузов. 6-е изд. перераб. и доп. Москва, Metallurgiya.
3. Селиванова О.В., Полухина О.Н., Хотинов В.А., Фарбер В.М. (2017) *Современные методы исследования полиморфных превращений в сталях*. Екатеринбург, Издательство Уральского университета.
4. Теплухина И.В., Голод В.М., Цветков А.С. (2018) Построение диаграмм распада переохлажденного аустенита в стали на основе численного анализа результатов dilatометрических испытаний. *Письма о материалах*, 8(1), 37–41.
5. Motyčka P., Kövér M. (2012) Evaluation methods of dilatometer curves of phase transformations. *Proc. of 2nd Inter. Conf. on Recent Trends in Structural Materials — COMAT 2012 (21–22.11, 2012, Plzeň, Czech Republic)*.
6. Журавлев Л.Г., Филатов В.И. (2004) *Физические методы исследования металлов и сплавов*. Челябинск, Издательство ЮУрГУ.
7. Новикова С.И. (1976) *Тепловое расширение твердых тел*. Москва, Наука.
8. Григоренко Г.М., Костин В.А., Орловский В.Ю. (2008) Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей. *Автоматическая сварка*, 3, 31–34.
9. Ашкрофт Н., Мермин Н. (2013) *Физика твердого тела*. Т. 2. Учебное пособие по физике. Москва.
10. Киттель Ч. (1978) *Введение в физику твердого тела*. Москва, Наука.
11. (1998) *Физическая энциклопедия*. Т. 5. Стробоскопические приборы. Яркость. Прохоров А.М., Алексеев Д.М. и др. (ред.). Большая рос. энциклопедия.
12. Гладштейн Л.И., Риваненок Т.Н., Христов А.В. (2008) Дилатометрический анализ кинетики полиморфного превращения при нагреве стали. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*, 74(6), 36–39.

### References

1. Cherepin, V.T. (1968) *Experimental engineering in physical metals science*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
2. Gulyaev, A.P. (1986) *Metals science: Manual for higher education instit.* 6<sup>th</sup> Ed. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
3. Selivanova, O.V., Polukhina, O.N., Khotinov, V.A., Farber, V.M. (2017) *Modern methods for investigation of polymorphous transformations in steels*. Ekaterinburg, Izd-vo Ural. Un-ta [in Russian].
4. Teplyukhina, I.V., Golod, V.M., Thvetkov, A.S. (2018) Plotting diagrams of overcooled austenitedecomposition in steel on the base of numerical analysis of dilatometric testing results. *Pisma o Materialakh*, 8(1), 37–41 [in Russian].
5. Motyčka, P., Kövér, M. (2012) Evaluation methods of dilatometer curves of phase transformations. In: *Proc. of 2nd Inter. Conf. on Recent Trends in Structural Materials — COMAT 2012 (21–22.11, 2012, Plzeň, Czech Republic)*.
6. Zhuravlev, L.G., Filatov, V.I. (2004) *Physical methods of investigation of metals and alloys*. Chelyabinsk, YuUrGU [in Russian].
7. Novikova, S.I. (1976) *Thermal expansion of solids*. Moscow, Nauka [in Russian].
8. Grigorenko, G.M., Kostin, V.A., Orlovsky, V.Yu. (2008) Current capabilities of simulation of austenite transformations in low-alloyed steel welds. *The Paton Welding J.*, 3, 22–24.
9. Ashcroft, N., Mermin, N. (2013) *Solid state physics*. Vol. 2: Manual on physics. Moscow [in Russian].
10. Kittel, Ch. (1978) *Introduction to solid state physics*. Moscow, Nauka [in Russian].
11. (1998) *Encyclopedia*. Vol. 5: Stroboscopic devices. Brightness. Ed. by A.M. Prokhorov, D.M. Alekseev et al. Big Russian encyclopedia [in Russian].
12. Gladshstein, L.I., Rivanenok, T.N., Khristov, A.V. (2008) Dilatometric analysis of kinetics of polymorphous transformations in heating of steel. *Zavod. Laboratoriya. Diagnostika Materialov*, 74(6), 36–39 [in Russian].

## IMPROVEMENT OF THE PROCEDURE OF ANALYSIS OF THERMOKINETIC DIAGRAMS OF PHASE TRANSFORMATIONS IN METAL OF HIGH-STRENGTH LOW-ALLOY STEEL WELDS

V.A. Kostin, V.V. Zhukov

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

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

A new improved procedure is proposed for studying critical temperature phase transformations in high-strength low-alloy steels and their welded joints, which consists in approximation of the dependence of thermal expansion factor on temperature and separation of structural transformation from thermal expansion. For detailed determination of the features of transformations in the metal of welds of high-strength low-alloy steels it is proposed to use kinetic parameters of transformation: volume effect of transformation ( $S$ ), maximum value of transformation intensity ( $V_{max}$ ), temperature of maximum intensity of transformations ( $T_V$ ). Ref. 12, Tabl. 1, Fig. 8.

*Key words:* diagram of austenite decomposition; phase transformations; critical temperatures; automatic welding; weld metal; powder inoculators, microstructure

Надійшла до редакції 22.01.2021

# СТРУКТУРНІ КРИТЕРІЇ МІЦНОСТІ ТА ТРИЩИНОСТІЙКОСТІ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ ТА ЇХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

О.М. Берднікова

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

Вивчено закономірності формування фазового складу, зеренної, субзеренної, дислокаційної структур при різних технологічних параметрах зварювання, взаємозв'язок структури з комплексом властивостей — міцністю, в'язкістю руйнування, рівнем локалізованої деформації та локальних внутрішніх напружень в металі зварних з'єднань високоміцних сталей. Досліджено зварні з'єднання високоміцних сталей різних за міцністю та призначенням: низьковуглецевих феритно-бейнітних та бейнітно-мартенситних; високовуглецевих феритно-перлітних; легованих середньовуглецевих мартенситних. Проведено удосконалення експериментально-аналітичної методики оцінювання комплексу фізико-механічних властивостей по конкретним структурним параметрам всіх елементів структури, впроваджено математичну обробку даних. Це дозволило класифікувати умови тріщиноутворення відносно комплексу структурних складових з урахуванням щільності дислокацій та особливостей субструктури. Такий експериментально-аналітичний підхід до досліджень закономірностей впливу структури металу на його міцність, в'язкість руйнування, локальні внутрішні напруження та локалізовану деформацію дозволяє оцінити як локальний рівень цих показників в залежності від структурних факторів, так й загальну тенденцію зміни механічних властивостей та тріщиностійкості. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 5.

*Ключові слова:* високоміцні сталі; зварні з'єднання; фазовий склад; мікроструктура; щільність дислокацій; характер руйнування; механічні властивості; тріщиностійкість

У даний час актуальним є вирішення науково-прикладної проблеми отримання надійних та якісних зварних з'єднань високоміцних сталей з межею плинності від 600 до 1300 МПа: низьковуглецевих (конструкційних), середньовуглецевих легованих (спеціального призначення) і високовуглецевих (колісних) сталей [1–5]. Ці сталі є найбільш поширеними матеріалами для отримання відповідальних конструкцій тривалого та спеціального призначення.

Звісно, що основними параметрами термічного циклу зварювання, які впливають на структурно-фазові зміни в металі, є максимальна температура нагріву, швидкість нагріву та охолодження, час перебування металу вище температури фазового перетворення. Відповідно цьому, околошовна зона (зона термічного впливу) поділяється на ділянки: сплавлення; перегріву; повної перекристалізації; неповної перекристалізації та рекристалізації, у яких структурно-фазові параметри металу відрізняються [6]. Структура металу зварних з'єднань представляє собою досить складний комплекс структурних складових, що формуються під впливом термодформацийного циклу зварювання. Отримання термокінетичних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту по заданим термічним циклам дає змогу орієнтуватися на те, які структурно-фазові складові формуються в металі при різних швидкостях охолодження. Ця інформація дуже важлива для сприйняття температурно-часових умов фазового перетворення в металі того чи іншого складу. Однак

О.М. Берднікова — <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>

вона не завжди дає детальну кількісну оцінку комплексу структур, що формуються. Для такої оцінки, а тим більше у нерівноважних умовах отримання зварного з'єднання, необхідно застосування більш точного підходу до інформації про об'ємну частку структурних складових, параметри зеренної, субзеренної, дислокаційної структур, що формуються безпосередньо в металі зварних швів та у зоні термічного впливу. Тому існує необхідність у розширенні і узагальненні уявлень про структурно-фазовий склад металу зварних з'єднань високоміцних сталей, що відомі з попередніх досліджень. На сьогоднішній день не достатньо інформації, як впливає тонка структура на механічні властивості зварних з'єднань, а саме субструктура, розподіл щільності дислокацій тощо. Достовірну інформацію про такі структурні складові, як нижній або верхній бейніт, відпущений та гартівний мартенсит, параметри їх тонкої структури (розмір субзерен, рейок, фрагментів, карбідів та розподіл дислокацій) можливо отримати методом трансмісійної електронної мікроскопії. Такі дослідження дають можливість встановити взаємозв'язок структури з комплексом властивостей — міцністю, в'язкістю руйнування, рівнем локальних внутрішніх напружень та локалізованої деформації, що формуються в різних структурних складових, з метою забезпечення експлуатаційної надійності конструкцій при створенні наукоємних та перспективних технологій зварювання.

Подібний підхід був апробований також на різних матеріалах, де були отримані хороші результати відносно експериментальних показників механічних властивостей та локальних вну-

трішніх напружень у структурі алюмінієвих та титанових сплавів, монокристалів вольфраму, металокерамічних композиційних покриттів тощо [7–9]. При цьому предметом вивчення, в залежності від досліджуваного матеріалу (метали, сплави, композиційні матеріали та покриття, леговані або зміцнюючі поверхневі шари, різномірні матеріали, зварні з'єднання тощо), є наступні структурні фактори: фазовий та хімічний склад, мікротвердість, неметалеві включення, інтерметалідні фази, об'ємна частка та параметри структурно-фазових складових з урахуванням таких, як розмір зерна, субзерна, щільність дислокацій, дисперсні частинки первинних або вторинних фаз, їх розподіл та стехіометричний склад тощо. Особлива увага приділяється також вивченню як внутрішньо-, так й міжзеренних особливостей структури, границям різного типу, лініям сплавлення, дифузійним зонам, поверхням руйнування [10].

В даній роботі дослідження виконували на конструкційній високоміцній сталі бейнітно-феритного типу alform 620M з використанням різних технологічних параметрів дугового зварювання — швидкостей охолодження ( $w_{6/5} = 3, 12$  та  $25$  °C/c) та легування швів (зварювальні дроти Св-10ХН2ГСМФТЮ та ДМО-1Г) [10]. На першому етапі дослідження проводили на модельних зразках-імітаторах обраної сталі, що отримані за термічними циклами зварювання в інтервалі температур охолодження  $600...500$  °C зі швидкістю  $3...25$  °C/c. На другому — досліджено з'єднання, отримані дуговим механізованим зварюванням в суміші захисних газів (82 % Ar + 18 % CO<sub>2</sub>).

Запропоновано підхід, що базується на комплексі методів фізичного матеріалознавства, який включає: світлову (мікроскопи Versamet-2 і Neophot-32), скануючу (мікроскоп SEM-515 фірми «Philips», Нідерланди) та трансмісійну електронну мікроскопію (мікроскоп JEM-200CX фірми «JEOL» при прискорювальній напрузі 200 кВ, Японія); методи кількісної металографії для визначення параметрів структури; кількісні методи визначення скалярної щільності дислокацій та оцінки розміру дисперсних фаз; методи оцінки розподілу хімічних елементів та статистичної обробки результатів. З метою удосконалення аналізу результатів фрактографічних досліджень було запропоновано методологічний підхід до класифікації зламів по: типу силового навантаження; характеру руйнування; макро- та мікрорельєфу поверхні руйнування; мікромеханізмам руйнування; локальним концентраторам руйнування. Систематизацію отриманих даних та побудову графічних залежностей виконували з використанням сучасних комп'ютерних технологій. Було проведе-

но порівняння різних методичних підходів до аналітичної оцінки зміцнення металу зварних з'єднань, розроблено методологічний підхід до комплексної аналітичної оцінки фізико-механічних властивостей високоміцних сталей, удосконалено експериментально-аналітичні методики оцінки міцності та в'язкості руйнування зварних з'єднань, проведено математичну обробку даних за допомогою програм, що реалізовані в математичних пакетах.

Вивчено особливості структурно-фазових складових: бейніту верхнього ( $B_v$ ) та нижнього ( $B_n$ ), їх параметри — розмір пакетів та зерен (рис. 1, а–в), відповідні значення мікротвердості, об'ємну частку структурних складових ( $V_v$ ), характер руйнування металу по зонам зламів (рис. 1, ж–и), розмір мікроелементів поверхні руйнування (фасеток крихкого чи квазікрихкого типу, в'язких ямок, вторинних мікротріщин), особливості тонкої структури металу на дислокаційному рівні. Детальні дослідження методом трансмісійної електронної мікроскопії (рис. 1, з–е) дозволили визначити параметри субзерної ( $d_c$ ) та рейкової структури ( $h_p$ ), щільності дислокацій ( $\rho$ ), розмірів карбідних фаз та міжкарбідних відстаней ( $\lambda$ ) (таблиця).

Показано, що в умовах імітації зварювання сталі alform 620M ( $w_{6/5} = 3...25$  °C/c) зі збільшенням швидкості охолодження змінюється співвідношення фазових складових металу ЗТВ при зменшенні частки  $B_v$ , збільшенні мікротвердості, подрібненні пакетної структури та субструктури (рис. 1, а–в, таблиця). В структурних складових  $B_n$  незначно змінюється щільність дислокацій. Її градієнт спостерігається в структурі  $B_v$  (рис. 1, з), а рівномірний розподіл — в структурі  $B_n$  (рис. 1, д, е).

Фрактографічними дослідженнями після випробувань на ударний вигин ( $T_{\text{випр}} = 20; -20; -40$  °C) встановлено, що в зразках зламів сталі alform 620M при переході  $w_{6/5}$  від 3 до 25 °C/c збільшується у 2...4 рази зона в'язкого руйнування в ділянці біля надрізу, зменшуються довжина зони магістральної тріщини, розмір параметрів мікрорельєфу руйнування (фасеток відколу, вторинних мікротріщин) та  $V_c$  крихкого руйнування (рис. 1, ж, з).

Швидкість охолодження, що становить 25 °C/c, забезпечує високий рівень механічних властивостей металу ЗТВ ( $\sigma_{0,2}$  до 595 МПа;  $\sigma_B$  до 780 МПа;  $KCV > 300$  Дж/см<sup>2</sup> при  $T_{\text{випр}} = 20; -20$  °C та  $KCV$  до 155 Дж/см<sup>2</sup> при  $T_{\text{випр}} = -40$  °C) за рахунок формування дрібнозернистої структури (переважно  $B_n$ ) при рівномірному розподілі щільності дислокацій.

При застосуванні зварювальних дротів (Св-10ХН2ГСМФТЮ та ДМО-1Г) після випробувань на триточковий вигин встановлено, що для всіх зварних з'єднань при  $T_{\text{випр}} = 20$  °C в зоні втом-



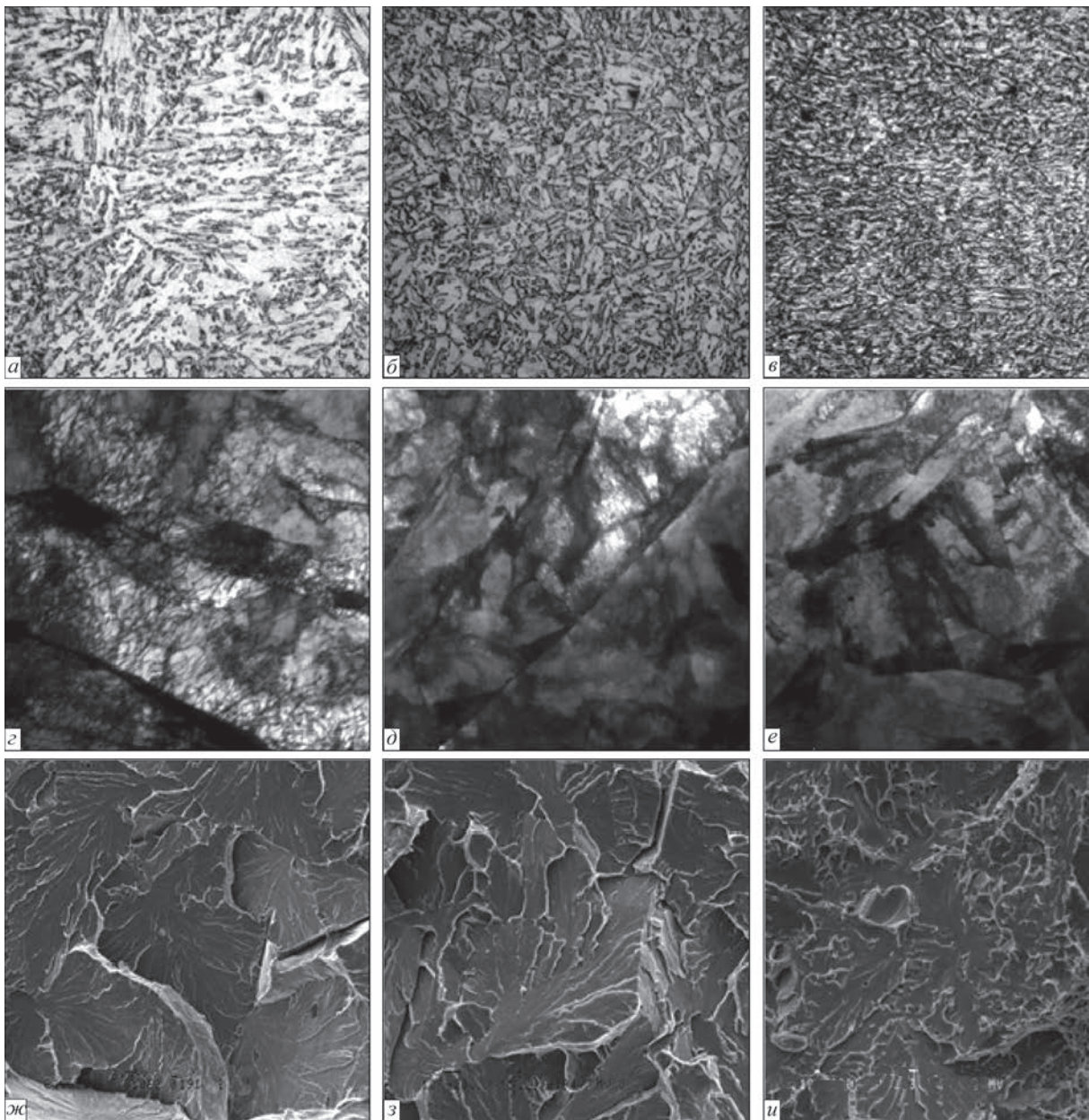


Рис. 1. Мікроструктура (*a–в*,  $\times 1000$ ), дислокаційна структура  $B_{\text{в}}$  (*z*,  $\times 14000$ ) та  $B_{\text{н}}$  (*d*,  $\times 18000$ ; *e*,  $\times 22000$ ), характер крихкого (*ж*,  $\times 850$ ; *з*,  $\times 1550$ ) та квазікрихкого (*u*,  $\times 1550$ ) руйнування в зоні магістральної тріщини ( $T_{\text{випр}} = -20$  °C) металу ЗТВ зразків-імітаторів сталі alform 620M при різних швидкостях охолодження, °C/c: 3 (*a*, *z*, *ж*); 12 (*b*, *d*, *з*); 25 (*в*, *e*, *u*)

Структурні параметри металу ЗТВ зразків-імітаторів сталі alform 620M при різних швидкостях охолодження ( $w_{6/3}$ ), °C/c

Режим	3		12		25	
	$B_{\text{в}}$	$B_{\text{н}}$	$B_{\text{в}}$	$B_{\text{н}}$	$B_{\text{в}}$	$B_{\text{н}}$
$V_{\text{ч}}$ , %	70	30	40	60	20	80
$h_{\text{р}}$ , мкм	0,8...1,9	0,7...1,0	0,7...1,5	0,5...0,7	0,4...1,1	0,4...0,85
$d_{\text{с}}$ , мкм	–	0,7...1,5	–	0,5...1,3	–	0,4...1,2
$\lambda$ , мкм	0,8...1,9	0,2...0,7	0,7...1,5	0,2...0,7	0,4...1,1	0,2...0,6
$\rho(\text{min})$ , см <sup>-2</sup>	4...5 $\cdot 10^{10}$	3 $\cdot 10^{10}$	5...6 $\cdot 10^{10}$	3...4 $\cdot 10^{10}$	5...6 $\cdot 10^{10}$	3...4 $\cdot 10^{10}$
$\rho(\text{max})$ , см <sup>-2</sup>	7...8 $\cdot 10^{10}$		6...7 $\cdot 10^{10}$		6...7 $\cdot 10^{10}$	

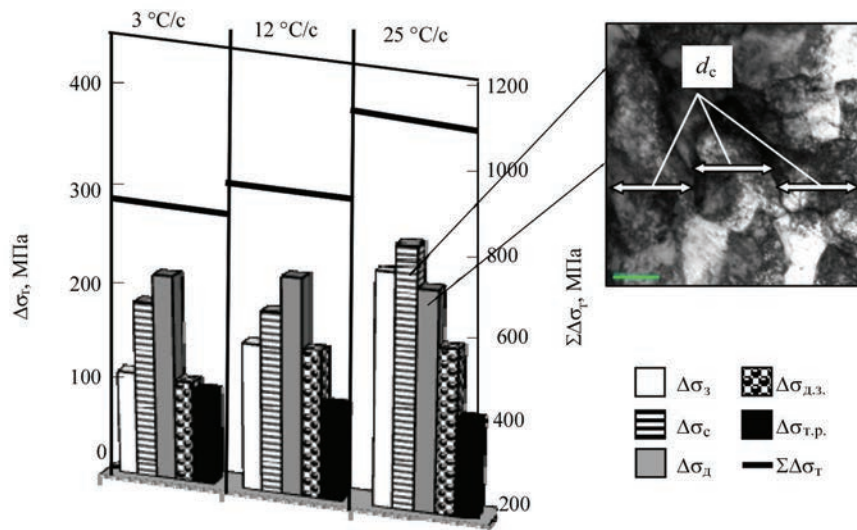


Рис. 2. Диференційний внесок структурних параметрів в розрахункову міцність ( $\Sigma\Delta\sigma_T$ ) металу 3ТВ модельних зразків високоміцної сталі alform 620M при різних швидкостях охолодження та, відповідно, структура  $B_n$  ( $\times 3500$ ) з найбільшим внеском субструктурного, дислокаційного та дисперсійного зміцнення

ної тріщини характер руйнування квазікрихкий, а в зоні магістрального розвитку тріщини в'язкий з невеликою часткою крихких ділянок ( $< 10\%$ ). При  $T_{\text{випр}} = -40\text{ }^\circ\text{C}$  частка в'язкого руйнування зменшується (на  $10\dots 25\%$ ). При цьому максимальна  $V_{\text{ч}}$  в'язкого руйнування спостерігається в металі зварного з'єднання, виконаного зварювальним дротом Св-10ХН2ГСМФТЮ, що і підтверджується більш високими значеннями показника  $K_{1C}$  (в порівнянні з зварним з'єднанням з дротом Св-ДМО-1G),  $\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ :  $93,5\dots 109,4$  (шов) та  $91,2\dots 104,2$  (3ТВ).

На базі експериментальних досліджень на всіх структурних рівнях проведено аналітичні оцінки міцності, в'язкості руйнування, локалізованої деформації та локальних внутрішніх напружень, що формуються у структурі високоміцної сталі. Визначено структурні фактори, які гарантують необхідний рівень механічних властивостей та тріщиностійкість металу. Аналітична оцінка міцності ( $\Sigma\Delta\sigma_T$ ) була виконана з урахуванням внеску кожного зі структурних параметрів (розмірів пакетів, субзерен, рейкової структури, щільності дислокацій, розмірів карбідних фаз та міжкарбідних відстаней, об'ємної частки структур), що формуються в металі досліджених зразків високоміцних сталей. Було визначено диференційний внесок у  $\Sigma\Delta\sigma_T$  різних видів структурного зміцнення [3, 10]: твердорозчинного ( $\Delta\sigma_{\text{т.р.}}$ ), зеренного ( $\Delta\sigma_{\text{з}}$ ), субзеренного ( $\Delta\sigma_{\text{с}}$ ), дислокаційного ( $\Delta\sigma_{\text{д}}$ ), дисперсійного ( $\Delta\sigma_{\text{д.з.}}$ ) та тертя решітки ( $\Delta\sigma_0$ ).

В металі зразків-імітаторів сталі alform 620M при всіх швидкостях охолодження максимальний внесок в  $\Sigma\Delta\sigma_T$  забезпечує дислокаційне ( $\Delta\sigma_{\text{д}}$ ) та субструктурне ( $\Delta\sigma_{\text{с}}$ ) зміцнення (рис. 2). При  $w_{6/5} = 25\text{ }^\circ\text{C/c}$  загальний рівень міцності  $\Sigma\Delta\sigma_T$  підвищується при

збільшенні внеску  $\Delta\sigma_{\text{с}}$  та  $\Delta\sigma_{\text{з}}$  за рахунок значного подібнення субзеренної та зеренної структури.

Крім того, формування дрібнозернистої структури, переважно  $B_n$ , забезпечує підвищення в'язкості руйнування ( $K_{1C}$ ) (рис. 3). Значення коефіцієнта інтенсивності напружень ( $K_{1C}$ ) визначались по залежності Крафта [11]:

$$K_{1C} = (2E\sigma_T d_y)^{-1/2}, \quad (1)$$

де  $E$  — модуль Юнга;  $\sigma_T$  — зміцнення;  $d_y$  — розмір ямок на поверхні руйнування.

Наступним етапом структурно-аналітичного дослідження впливу структури на властивості металу було виявлення реальної картини зон розподілу локальних внутрішніх напружень ( $\tau_{\text{вн}}$ ), тобто концентраторів напружень, величини цих характеристик стану матеріалу. Поставлена задача має ключове значення, оскільки процеси формування осередків зародження тріщин та руйнування починаються безпосередньо з концентраторів внутрішніх напружень [10, 12–14]. Оскільки рівень локальних внутрішніх напружень та деформацій можуть бути визначені тільки на основі реальних картин розподілу щільності дислокацій, то ця інформація була забезпечена використанням методу ТЕМ. Рівень локальних внутрішніх напружень визначався по залежності:

$$\tau_{\text{вн}} = Gbhp/\pi(1 - \nu), \quad (2)$$

де  $G$  — модуль зсуву;  $b$  — вектор Бюргерса;  $h$  — товщина фольги;  $\rho$  — щільність дислокацій;  $\nu$  — коефіцієнт Пуассона.

Встановлено, що найменший рівень  $\tau_{\text{вн}} = 924\dots 1109\text{ МПа}$  ( $0,11\dots 0,13$  від ( $\tau_{\text{теор}}$ ) теоретичної міцності) формується в металі модельних зразків сталі alform 620M, що охолоджувалися при макси-

мальній швидкості ( $w_{6/5} = 25 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ), у структурі нижнього бейніту при рівномірному розподілі щільності дислокацій ( $\rho = (5 \dots 6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ) (рис. 4, а).

Підвищення рівня  $\tau_{\text{вн}}$  до 1294...1474 МПа (0,15...0,18 від  $\tau_{\text{теор}}$ ) спостерігається в металі зразків сталі alform 620M, що охолоджувалися при мінімальній швидкості ( $w_{6/5} = 3 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ) в структурі  $B_{\text{в}}$  у місцях максимальних величин щільності дислокацій, що призводить до формування в структурі концентраторів внутрішніх напружень — зон тріщиноутворення (рис. 4, б).

Таким чином, встановлено, що рівномірний розподіл щільності дислокацій в металі сталі alform 620M при формуванні субструктури та найбільшій кількості нижнього бейніту забезпечує високий рівень властивостей міцності та тріщиностійкості металу, що при дуговому зварюванні реалізується при швидкості охолодження  $25 \text{ }^\circ\text{C/c}$ .

Аналогічні комплексні експериментально-аналітичні дослідження закономірностей формування структурно-фазового складу та його впливу на властивості міцності й тріщиностійкості зварних з'єднань високоміцних сталей різного класу міцності ( $\sigma_{0,2} = 690 \dots 1500 \text{ МПа}$  та  $\sigma_{\text{в}} = 760 \dots 1700 \text{ МПа}$ ) та призначення (конструкційні, колісні, спеціальні) було проведено й подальше [10]. Ці сталі відрізняються за структурно-фазовим складом: конструкційні сталі бейнітно-феритного та бейнітно-мартенситного типу (17X2M, 14XГН2МДАФБ, N-A-XTRA-700); високовуглецеві сталі феритно-перлітного типу (колісна сталь марки 2, 65Г); леговані середньовуглецеві сталі спеціального призначення мартенситно-бейнітного типу (броньові — сталь типу 30X2H2MФ та Miilux Protection 500).

На базі експериментальних досліджень методом ТЕМ щільності дислокацій для кожної структурної складової та параметрів цих структур було проведено аналітичні оцінки рівня локалізованої деформації [12] у металі досліджених сталей:

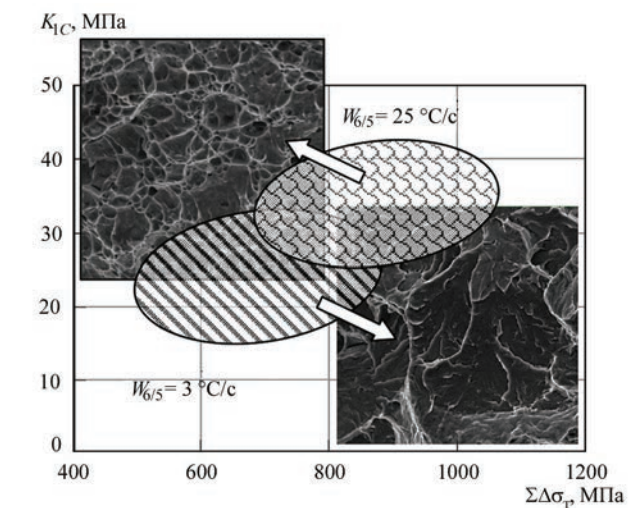


Рис. 3. Розрахункові значення міцності ( $\Sigma\Delta\sigma_T$ ) та в'язкості руйнування ( $K_{IC}$ ) у ЗТВ модельних зразків сталі alform 620M та фрактограми крихкого ( $w_{6/5} = 3 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ) і в'язкого ( $w_{6/5} = 25 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ) руйнування після випробувань на ударний вигин ( $T_{\text{випр}} = -40 \text{ }^\circ\text{C}$ ),  $\times 1550$

$$\varepsilon_{\text{л}} = \alpha_1 \rho b S, \quad (3)$$

де  $\alpha_1$  — коефіцієнт, що зв'язує деформацію розтягання зі зсувною деформацією;  $\rho$  — щільність дислокацій;  $b$  — вектор Бюргерса;  $S$  — середня відстань переміщення дислокацій, згідно з дослідженнями ТЕМ відповідає параметрам субструктури металу.

Всі розрахункові дані показників локалізованої деформації у різних структурно-фазових складових (фериті (Ф), аустеніті (А), перліті (П), бейніті нижньому ( $B_{\text{н}}$ ) та верхньому ( $B_{\text{в}}$ ), мартенситі відпущеному ( $M_{\text{відп}}$ ) та гартівному ( $M_{\text{гарт}}$ )) було узагальнено в залежності від щільності дислокацій та середньої відстані їх переміщення, а саме параметрів субструктури. Отримані дані для різних структурних складових, що формуються в металі зварних з'єднань високоміцних сталей широкого діапазону міцності, дозволили визначити як та яка структурна складова буде впливати на тріщиностійкість металу. Несприятливими струк-

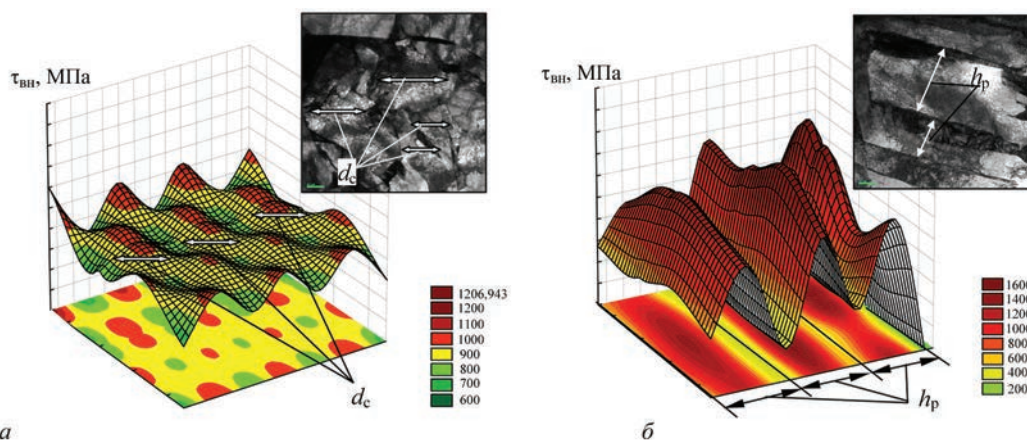


Рис. 4. Локальні внутрішні напруження ( $\tau_{\text{вн}}$ ) в металі зразків-імітаторів сталі alform 620M після охолодження з швидкостями,  $^\circ\text{C/c}$ : 3 (а) та 25 (б) у структурних зонах  $B_{\text{н}}$  (а) та  $B_{\text{в}}$  (б)

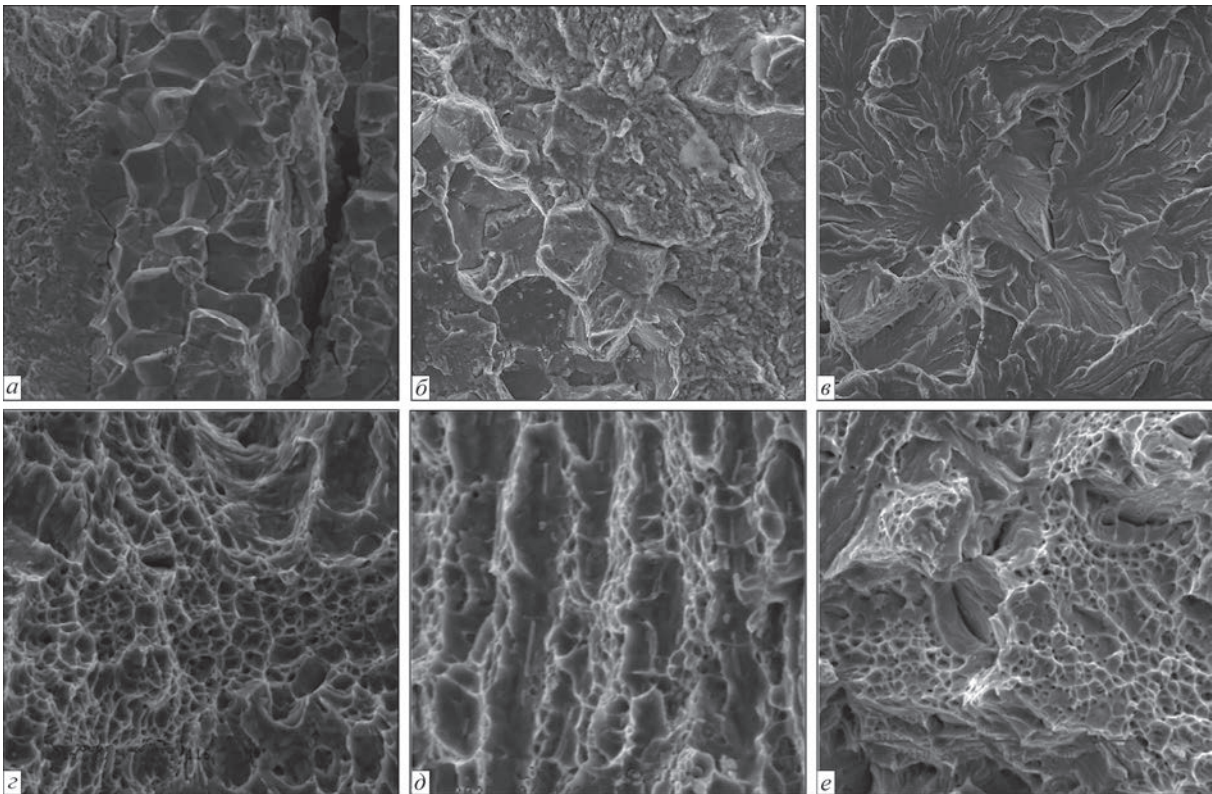


Рис. 5. Фрактограми характеру руйнування високоміцних сталей: *a, б* — крихке з ділянками міжзеренного руйнування та вторинними тріщинами; *в* — крихкий внутрішньозеренний відкол; *г-е* — в'язке руйнування

турними складовими з точки зору формування градієнтних по щільності дислокацій та інтенсивності зон локалізації деформації є структури  $M_{\text{гарт}}$  ( $50\% \leq \epsilon_{\text{д}} \leq 140\%$ ) та  $B_{\text{в}}$  ( $10\% \leq \epsilon_{\text{д}} \leq 60\%$ ), що підтверджується крихким руйнуванням металу (рис. 5, *a-в*). Найбільш сприятливими структурними складовими відносно тріщиностійкості є структурні складові  $\Phi$  ( $1\% \leq \epsilon_{\text{д}} \leq 20\%$ ),  $A$  ( $10\% \leq \epsilon_{\text{д}} \leq 30\%$ ),  $\Phi+П$  ( $2\% \leq \epsilon_{\text{д}} \leq 40\%$ ),  $B_{\text{н}}$  ( $2\% \leq \epsilon_{\text{д}} \leq 30\%$ ) та  $M_{\text{відп}}$  ( $15\% \leq \epsilon_{\text{д}} \leq 50\%$ ), які забезпечують в'язкість металу (рис. 5, *г-е*).

Для цих структур характерна відсутність протяжних концентраторів тріщиноутворення за рахунок відсутності дислокаційних скупчень — зон локалізації деформації, які значною мірою впливають на рівень локальних внутрішніх напружень. При цьому такі структури, як бейніт нижній та відпущений мартенсит, забезпечують високий комплекс механічних властивостей металу зварних з'єднань високоміцних сталей.

## Висновки

1. На основі матеріалознавчих експериментально-теоретичних досліджень закономірностей впливу структурно-фазового складу металу зварних з'єднань високоміцних сталей різного класу міцності та призначення було запропоновано практичні рекомендації до оптимізації технологічних режимів зварювання, які забезпечать структурні критерії отримання найкращого комплексу

фізико-механічних властивостей зварних з'єднань високоміцних сталей.

2. Такий комплексний експериментально-аналітичний підхід до досліджень закономірностей впливу структури металів, сплавів, зварних з'єднань тощо на їх міцність, в'язкість руйнування, локальні внутрішні напруження та локалізовану деформацію дозволяє оцінити як локальний рівень цих показників в залежності від структурних факторів, так й загальну тенденцію зміни механічних властивостей та тріщиностійкості металу.

## Список літератури

1. Позняков В.Д., Гайворонський О.А., Маркашова Л.І. (2018) Підвищення технологічної міцності та експлуатаційних властивостей зварних з'єднань високовуглецевих легованих сталей. *Наука про матеріали, досягнення, перспективи*. Київ, Академперіодика, 2, 225–239.
2. Горынин И.В. (1980) Свариваемые корпусные высокопрочные стали и их применение. *Современные проблемы сварки и специальной электрометаллургии*. Киев, Наукова думка, 120–131.
3. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. (1985) *Специальные стали*. Москва, Металлургия.
4. Naivorons'kyi O.A., Poznyakov V.D., Markashova L.I. et al. (2015) Structural and mechanical properties of the heat-affected zone of restored railway wheels. *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.*, 51(4), 114–119. DOI: 10.1007/s11003-016-9876-6.
5. Ostash O.P., Andreiko I.M., Kulyk V.V. et al. (2009) Influence of the mode of thermal treatment and load ratio on the cyclic crack-growth resistance of wheel steels. *Ibid.*, 45(2), 63–70.
6. Грабин В.Ф. (1982) *Металловедение сварки плавлением*. Киев, Наукова думка.

7. Маркашова Л.И., Позняков В.Д., Бердникова Е.Н. и др. (2017) Структура и эксплуатационные свойства сварных соединений высокопрочных сталей, алюминиевых и титановых сплавов. *Автоматическая сварка*, **7**, 8–18. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2017.07.02>
8. Патон Б.С., Григоренко Г.М., Маркашова Л.И. та ін. (2018) Структура крупних профільованих монокристалів вольфраму, отриманих адитивним плазмово-індукційним наплавленням. *Сучасна електрометалургія*, **4**, 42–51. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2018.04.03>
9. Markashova, L., Tyurin, Y., Berdnikova, O. (2019) Effect of nano-structured factors on the properties of the coatings produced by detonation spraying method. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 109–117. (Springer Nature).
10. Бердникова О.М. (2020) Структурні критерії міцності та тріщиностійкості зварних з'єднань високоміцних сталей. Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Київ, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.
11. Романив О.Н. (1979) *Вязкость разрушения конструкционных сталей*. Москва, Металлургия.
12. Иванова В.С., Гордиенко Л.К., Геминов В.Н. (1965) *Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов*. Москва, Наука.
13. Фарбер В.М., Селиванова О.В. (2001) Классификация процессов релаксации напряжений и их проявление при пластической деформации металлов. *Металлы*, **1**, 110–115.
14. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. и др. (1986) *Дислокационно-дисклинационные субструктуры и упрочнения. Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций*. Ленинград, ЛФТИ, сс. 116–126.
3. Goldshtejn, M.I., Grachev, S.V., Veksler, Yu.G. (1985) *Special steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Haivorons'kyi, O.A., Poznyakov, V.D., Markashova, L.I. et al. (2015) Structural and mechanical properties of the heat-affected zone of restored railway wheels. *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.*, **51(4)**, 114–119. DOI: 10.1007/s11003-016-9876-6.
5. Ostash, O.P., Andreiko, I.M., Kulyk, V.V. et al. (2009) Influence of the mode of thermal treatment and load ratio on the cyclic crack-growth resistance of wheel steels. *Ibid.*, **45(2)**, 63–70.
6. Grabin, V.F. (1982) *Metal science of fusion welding*. Kiev, Naukova Dumka, 120–131 [in Russian].
7. Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Berdnikova, E.N. et al. (2017) Structure and service properties of welded joints of high-strength steels, aluminium and titanium alloys. *The Paton Welding J.*, **7**, 8–18. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2017.07.02>
8. Paton, B.E., Grigorenko, G.M., Markashova, L.I. et al. (2018) Structure and large profiled single crystals of tungsten, produced by additive plasma-induction surfacing. *Suchasna Elektrometallurgiya*, **4**, 42–51. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2018.04.03>
9. Markashova, L., Tyurin, Y., Berdnikova, O. (2019) Effect of nano-structured factors on the properties of the coatings produced by detonation spraying method. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 109–117. (Springer Nature).
10. Berdnikova, O.M. (2020) *Structural criteria of strength and corrosion resistance of welded joints of high-strength steels*: Syn. of Thesis for Dr. of Tech. Sci. Degree. Kyiv, PWI [in Ukrainian].
11. Romaniiv, O.N. (1979) *Fracture toughness of structural steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
12. Ivanova, V.S., Gordienko, L.K., Geminov, V.N. (1965) *Role of dislocations in strengthening and fracture of metals*. Moscow, Nauka [in Russian].
13. Farber, V.M., Selivanova, O.V. (2001) Classification of the stress relaxation processes and their manifestation in plastic deformation of metals. *Metally*, **1**, 110–115 [in Russian].
14. Koneva, N.A., Lychagin, D.V., Teplyakova, L.A. et al. (1986) *Dislocation-disclination substructures and strengthening. Theoretical and experimental investigation of disclinations*. Leningrad, LFTI, 116–126 [in Russian].

## References

## STRUCTURAL CRITERIA OF STRENGTH AND CRACK RESISTANCE OF HIGH-STRENGTH STEELS AND THEIR WELDED JOINTS

O.M. Berdnikova

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

11 Kazymyr Malevyeh Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Regularities of formation of phase composition, grain, subgrain and dislocation structures at different technological parameters of welding, interrelation of the structure with a set of properties: strength, fracture toughness, level of localized strain and local internal stresses in the metal of high-strength steel welded joints were investigated. Welded joints of high-strength steels, differing by their strength and purpose, namely low-carbon ferritic-bainitic and bainitic-martensitic; high-carbon ferritic-pearlitic; and alloyed medium-carbon martensitic steels, were studied. Experimental-analytical procedure for evaluation of a complex of physico-mechanical properties of all the structure elements by specific structural parameters was improved, and mathematical processing of the data was introduced. It allowed classifying the cracking conditions with respect to a set of structural components, taking into account the dislocation density and substructure features. Such an experimental-analytical approach to studying the regularities of metal structure impact on its strength, fracture toughness, local internal stresses and localized strain allows evaluation both of the local level of these values, depending on structural factors, and of the general tendency of the change in mechanical properties and crack resistance. Ref. 14, Tabl. 1, Fig. 5.

*Key words:* high-strength steels; welded joints; phase composition; microstructure; dislocation density; fracture mode; mechanical properties; crack resistance

Надійшла до редакції 08.04.2021

Смуглячий лист  
впередньому на  
тему, Совецький  
СЕР у Г. Ковалюк  
7 травня 1975г.

Записка Б.Є. Патона  
к тексту виступлення

*Редколегія визнала за важливе в випусках журналу 2021 р. ознайомити читачів з низкою пропозицій акад. Б.Є. Патона, що були спрямовані на інтенсифікацію розвитку економіки країни. В них ми бачимо глибоке розуміння найважливіших проблем, досвід та талант видатного вченого, інженера та мудрої людини, все життя якої — самовіддане служіння науці.*

## ПРЕДЛОЖЕНИЯ ПО РАЗВИТИЮ ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В 10-Й ПЯТИЛЕТКЕ (1976–1980 гг.)\*

Десятая пятилетка должна стать важным этапом на пути перехода от экстенсивного к интенсивному развитию черной металлургии на основе использования достижений науки и техники.

Главной задачей отрасли в предстоящий период является повышение качества металла, расширение сортамента, улучшение весовых и прочностных характеристик стали.

Капитальные вложения должны быть направлены, в первую очередь, на коренное повышение качества шихтовых материалов, развитие мощностей по четвертому переделу.

К числу важных мероприятий, направленных на решение указанных задач, можно отнести следующие:

- широкое применение внедоменной десульфурации чугуна с использованием гранулированного магнезия. Это позволит перейти к выплавке в кислородных конвертерах широкого сортамента легированных сталей, в том числе сталей повышенной прочности;
- переход к выплавке стали в конвертерах с донной продувкой;
- лучшее использование мощностей широкополосных толстолистовых станов;
- создание мощностей по безокислительному нагреву в прокатном производстве;
- широкое внедрение переплавных рафинирующих процессов вакуумирования жидкой стали;
- замена стального литья листовым прокатом, т.е. замена отливок листосварными конструкциями;
- переход к производству высокопрочной арматурной стали, сварных широкополочных двутавров, железобетонных водоводных труб со стальным сердечником;
- расширение производства железного порошка;
- создание новых мощностей по непрерывной разливке стали.

Все эти мероприятия, направленные на интенсификацию черной металлургии, должны сопровождаться конкретными усилиями по борьбе с экстенсивным развитием потребления металла.

Если не произойдут коренные изменения в структуре потребления металла в народном хозяйстве, то черной металлургии будет очень трудно угнаться за потребителями, чьи нужды растут чрезвычайно быстро.

Капиталовложения в черную металлургию должны, поэтому, расти с учетом соответствующего сокращения капиталовложений в металлопотребляющие отрасли на базе улучшения весовых и качественных характеристик металлопродукции.

Нужно в кратчайшие сроки освоить производство легированных и сложнелегированных сталей повышенной прочности и пересмотреть многие проекты металлоконструкций. Возьмем пример из американской практики.

Американцы начали строить трансаяскинский газопровод длиной почти 4500 км из труб диаметром 1220 мм из сложнелегированной стали при рабочем давлении 117 атм. Эта сталь очень хорошо сваривается, она содержит не более 0,06 % углерода, легирована молибденом 0,25 %, ванадием, ниобием, медью, марганцем. Сталь прокатывается при контролируемой температуре и нормализуется. У нас, к сожалению, нет такой стали и мы вынуждены изготавливать из менее прочной стали более толстостенные трубы, способные работать лишь при почти вдвое более низком давлении. По этой причине мы вынуждены закладывать в землю почти в два раза больше стали.

Таких примеров, к сожалению, много.

Производство легированных сталей в нашей стране уже много лет сдерживается отставанием ферросплавной промышленности. Из всей богатейшей гаммы легирующих в сталеплавильном производстве удается использовать, как правило, лишь кремний и, в известных пределах, марганец, ванадий, молибден, вольфрам и ниобий, без которых нет современных хорошо свариваемых высокопрочных сталей, недоступных практически для всех, кроме оборонных, отраслей промышленности.

Поэтому мы всецело поддерживаем линию на ускоренное развитие в десятой пятилетке ферросплавного производства.

Помимо классических технологий ферросплавного производства, которые нужно развивать

\*Друкується мовою оригіналу.

в первую очередь, мы рекомендуем также обратить серьезное внимание на широкое применение плазменно-дуговой технологии выплавки азотистых ферросплавов. Например, расчеты показали, что одна тонна азотсодержащей марганцеванадиевой лигатуры стоит примерно в 23 раза дешевле, чем получаемая по нынешней технологии. Видимо следует подумать о привлечении средств потребителей, таких, например, как строители нефте- и газопроводов, к созданию мощностей в ферросплавной промышленности.

Это безусловно окупится!

Но что же делать пока?

Решение нужно искать на путях коренного пересмотра конструкций наиболее металлоемкой продукции. В качестве примера можно назвать многослойные трубы, изготавливаемые из освоенной стали. Такие трубы могут работать практически при любом давлении. Это дает экономию металла до 15 %.

Другой пример — арматурные каркасы для железобетонных конструкций.

НИИжелезобетон Госстроя совместно с ИЭС показали, что выпуск более прогрессивных плоских и пространственных сварных конструкций позволит экономить за пятилетку не менее 3-х млн т стали. Здесь все проверено и такие конструкции по менее совершенной технологии, чем предлагаем мы, производятся в ФРГ и Австрии.

Третий пример — водоводные трубы. Если перейти на водоводные железобетонные трубы (тонкий стальной сердечник 2,0–2,7 мм в двойной бетонной оболочке), то можно сэкономить за пятилетку около 3,5 млн т стали.

Сейчас стальная труба с толщиной стенки 9–10 мм работает 10 лет по условиям коррозии, а железобетонная в США — 50 лет!

Основной потребитель металлопродукции — это машиностроение. Здесь могут быть внесены следующие предложения.

Известно, что применение рафинированных сталей и сплавов, прежде всего прошедших ЭШП, позволяет в 2–4 раза повысить ресурс металлоизделий, практически ликвидировать брак. Это эквивалентно соответствующему увеличению выпуска машиностроительной продукции. Так, например, известно, что буровые долота из стали ЭШП позволяют вести проходку на 20–25 % быстрее. На каждом долоте ЭШП, как показали нефтяники, экономится не менее 100 руб. Если довести к 1980 г. мощности по производству долотных сталей до 250 тыс. т/год, то это позволит изготовить до 1,5 млн шт. буровых долот взамен 2,0 млн шт. из стали обычной выплавки.

Нам представляется, что нужно было бы привлечь часть капиталовложений нефтяников и га-

зовщиков для создания соответствующих мощностей по ЭШП этих сталей в МЧМ.

По данным ЦНИИ МПС использование роликоподшипников из стали ЭШП в 2–3 раза повышает межремонтный пробег подвижного состава железных дорог. Если бы мы смогли в X пятилетке довести до 100 тыс. т в год производство стали ЭШП для этой цели (для этого потребуется около 50 млн руб.), то был бы получен большой эффект и в МПС, и в Минавтопроме за счет сокращения выпуска подшипников.

То же касается и особо тяжелонагруженных рельсов на кривых, стойкость повышается в 5–7 раз. Видимо и здесь целесообразно привлечь капиталовложения МПС для создания соответствующих мощностей по ЭШП в черной металлургии.

Здесь уместно напомнить, что Постановление СМ СССР от 27.XI.70 г. о дальнейшем развитии производства металла ЭШП предусматривало создание новых мощностей отнюдь не только в черной металлургии, но и у потребителей металла, т.е. на заводах машиностроительных и оборонных отраслей. К сожалению, постановление не выполняется, и если МЧМ ввел некоторые новые мощности на своих заводах («Красный Октябрь», «Днепроспецсталь»), то другие Министерства, особенно Минтяжмаш, постановления Совмина не выполнили.

Коренные изменения в структуру потребления металла в машиностроении может внести недавно разработанная технология электрошлакового литья (ЭШЛ). Она позволяет заменить дефицитные поковки и штамповки и отказаться от одалживания очень дефицитного кузнечно-прессового оборудования.

Предлагается к концу пятилетки создать на заводах Минтяжмаша, Минхимнефтемаша, Минстанкопрома, Минэнергомаша, Минстройдормаша мощности по производству электрошлаковых отливок различного назначения общим весом до 0,5 млн т.

Это позволит, во-первых, примерно на 0,5 млн т сократить производство стального проката в черной металлургии и, во-вторых, высвободить мощности в кузнечно-прессовом производстве.

Так, по инициативе т. Костоусова на Коломенском заводе тяжелых станков строительство электрошлаковой установки для отливки деталей прессов и станков весом до 80–00 т позволит отказаться от поставки 5–7 тыс. т поковок с Уралмаша и др. предприятий.

Недавно в ИЭС побывал зам. пред. Совмина СССР В.Н. Новиков и внес предложение о строительстве на машиностроительных заводах участков и цехов для ЭШЛ. Это предложение нужно возможно скорее реализовать.

ЭШЛ также решает задачу утилизации вышедшего из строя металлорежущего инструмента с



Участники советско-японского семинара по ЭШЛ, Киев, 1975 г.

годовой экономией до 10 млн руб. только по бы-  
строрежущей стали.

ЭШЛ находит все более широкое распростра-  
нение за рубежом, особенно в Японии. В этом мы  
убедились во время работы в Киеве советско-япон-  
ского семинара с фирмой Мицубиси 1 и 2 июля с.г.  
Японцы с помощью ЭШЛ изготавливают изделия  
в конструкциях самого ответственного назначе-  
ния, в том числе для атомной энергетики.

Электрошлаковую технологию следует широко  
применять в производстве валков горячей и холод-  
ной прокатки, как это уже делается в Англии, ФРГ,  
США, Чехословакии.

Следует разрешить металлургическим заводам  
сдавать, а машиностроительным заводам принимать  
в переделку (переточку, термообработку) изношен-  
ные прокатные валки. Это позволит экономить еже-  
годно до 100 тыс. т легированных валковых сталей.

Нужно ориентироваться на быстрейшее наращи-  
вание мощностей по вакуумированию жидкой ста-  
ли. Практически вся легированная сталь пропуска-  
ется через этот передел в Японии, ФРГ, США.

В связи с развитием 4-го передела следует  
обратить особое внимание на создание в черной  
металлургии мощностей по безокислительному  
нагреву листовых и сортовых слитков, слябов и  
прокатных заготовок. Это позволит примерно в  
8–10 раз снизить потери металла в виде окалины.  
Это может дать экономию не менее 1 млн т стали,  
а также сократить создание новых мощностей по  
отделке проката, особенно толстого горячекатано-  
го листа. Здесь полезно опереться на опыт япон-  
ской металлургии.

Нужно добиться того, чтобы предусмотренные  
3,2 млрд руб. капиталовложений на 4-й передел в

Х пятилетке были сохранены, а не срезаны в первую  
очередь, как это неоднократно было до сих пор.

Важной статьей экономии легированных ста-  
лей является создание новых мощностей по вто-  
ричному использованию черных металлов. По  
оценочным данным на заводах крупного маши-  
ностроения за последние 10–15 лет вводилось не  
менее 3–4 млн т легированного металлолома, не  
используемого в качестве скрапа в маломощных  
сталеплавильных агрегатах этих заводов. Этот ме-  
талл необходимо ввести в оборот.

Таким образом основные предложения сводят-  
ся к следующему.

1. Лучшее использование имеющихся мощно-  
стей в черной металлургии и внедрение новых  
процессов.

2. Ускоренное развитие ферросплавного произ-  
водства, что позволит освоить выпуск легирован-  
ных сталей, прежде всего повышенной прочности.

3. Ускоренное развитие четвертого передела.

4. Коренное изменение структуры потребления  
черных металлов в нашем народном хозяйстве на  
базе резкого улучшения весовых и качественных  
характеристик металлопродукции, создания но-  
вых рациональных конструкций.

5. Создание мощностей по рафинирующим пе-  
реплавам в МЧМ и отраслях потребителей.

6. Создание мощностей по ЭШЛ в основных  
отраслях машиностроения.

7. Передача МЧМ части капиталовложений из  
отраслей — потребителей металла.

Выполнение предлагаемых мероприятий по-  
зволит в 1980 г. сократить потребление проката  
примерно на 4 млн т и сэкономить 1,5 млрд руб.

г. Киев, 11 июля 1975 г.

Б.Е. Патон



## НАШІ ПРИВІТАННЯ

*Колектив Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України та редколегія журналу «Автоматичне зварювання» щиро і сердечно вітають:*

*Сергія Володимировича Ахоніна з обранням у академіки НАН України;  
Сергія Юрійовича Максимова та Володимира Миколайовича Коржика з обранням у члени-кореспонденти НАН України.*

*Бажаємо міцного здоров'я, щастя, нових досягнень на благо України.*



**С.В. Ахонін** — 1961 р. народження, з відзнакою закінчив Київське відділення Московського фізико-технічного інституту; з 1985 р. працює в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона; пройшов шлях від стажера-дослідника до заступника директора з наукової роботи (2021), завідувач відділу «Металургія та зварювання титанових

сплавів». Захистив кандидатську дисертацію у 1990 р., докторську — у 2003 р., професор (2015), член-кореспондент НАН України (2015).

Ахонін С.В. є відомим вченим в галузі матеріалознавства та електрометалургії тугоплавких та хімічно активних металів, який створив визнану вітчизняною та світовою науковою спільнотою наукову школу з металургії титанових сплавів, запропонував підхід до розв'язання наукових проблем взаємодії рідкого металу з газовою фазою в умовах поверхневого нагріву концентрованими джерелами енергії та структуроутворення в сплавах на основі титану при кристалізації в процесах спеціальної електрометалургії та під дією термічного циклу зварювання, що мають велике теоретичне та практичне значення. Як керівник наукової школи С.В. Ахонін підготував одного доктора технічних наук та п'ятьох кандидатів технічних наук, викладає навчальні дисципліни «Термодинаміка і кінетика металургійних процесів» і «Особливості з'єднання сплавів на основі нікелю, титану, алюмінію» в аспірантурі ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

В роботах Ахоніна С.В. дістала подальший розвиток теорія кінетики процесів рафінування металевих розплавів у вакуумі від газів в частині спільного розгляду процесів масопереносу в розплаві і газовій фазі та реакції молізації на міжфазній поверхні. На основі виконаних досліджень він уперше отримав кінетичні рівняння десорбції водню, азоту, кисню і вуглецю з рідких тугоплавких та хімічно активних металів у вакуумі та визначив чисельні значення коефіцієнтів масопереносу та констант швидкості реакцій молізації азоту та водню для титану, ніобію, танталу.

Ахонін С.В. зробив значний внесок у розвиток теорії і практики електронно-променевої плавки тугоплавких та хімічно активних металів. Зокрема, він розробив математичні моделі процесів кристалізації та випаровування металу під час електронно-променевої плавки, за допомогою яких було досліджено вплив технологічних режимів плавки на хімічний склад та структуру зливку, що дало змогу оптимізувати технологічні процеси електронно-променевої плавки ніобію та танталу, підвищивши техніко-економічні показники цих процесів на 15 %. За результатами досліджень ним була розроблена технологія електронно-променевої плавки з проміжною ємністю сплавів на основі титану, яка дозволяє одержувати зливки із гарантованим хімічним складом як за складом легуючих елементів, так і за вмістом домішок. З метою зменшення собівартості і трудомісткості виплавки зливок титану з первинної сировини вперше у світі була розроблена і впроваджена в виробництво технологія переплаву недроблених блоків губчастого титану в спеціалізованій електронно-променевої установці, що забезпечує підвищення на 20 % техніко-економічних показників процесу плавки та дозволяє виплавляти зливки масою до 20 т.

Фундаментальні дослідження Ахоніна С.В. щодо поведінки в титані, в тому числі в рідкому стані, тугоплавких включень з підвищеним вмістом азоту, кисню та вуглецю дозволили встановити механізми та закономірності дифузійного розчинення цих включень та вирішити критично важливу для авіабудівної галузі проблему гарантованого видалення тугоплавких включень з злитків титанових сплавів шляхом їх плавлення в електронно-променевих установках з проміжною ємністю.

Ахонін С.В. приймає активну участь в реалізації спільних міжнародних науково-дослідних проектів з фірмами з США («General Electric», «Air Force Research Laboratory»), Німеччини («Thyssen Krupp Titanium»), Японії («Mitsubishi Heavy Industries»), Південної Кореї («Korea Institute of Machinery & Materials»), Китаю (Шаньдунський інститут океанографічних приладів, Пекінський інститут авіаційних матеріалів, Китайсько-український інститут зварювання в м. Гуанджоу).

Ахонін С.В. опублікував 302 наукові праці, в тому числі 7 монографій (зі співавторами), отримав 18 авторських свідоцтв та патентів України.



**С.Ю. Максимов** — 1954 р. народження, закінчив Київський політехнічний інститут; з 1977 р. працює в ІЕЗ ім. Є.О. Патона; з 2001 р. — завідувач відділу «Фізико-механічних досліджень зварюваності конструкційних сталей»; заступник директора з наукової роботи (2021); захистив

кандидатську у 1996 р., докторську — у 2007 р.

Максимов С.Ю. — відомий фахівець у галузях матеріалознавства та зварювання металів. Основний напрямок його наукової діяльності — дослідження фізико-металургійних процесів дугового зварювання конструкційних сталей у водному середовищі, розробка наукових основ утворення зварних з'єднань конструкційних сталей при нестационарній імпульсній дузі і алгоритмів адаптивного керування процесом зварювання, створення електродних матеріалів, обладнання і технології підводного дугового зварювання і різання.

Основний напрямок досліджень — розв'язання проблеми створення нероз'ємних з'єднань із високими міцностними і експлуатаційними властивостями шляхом керування металургійними процесами, що протікають в зварювальній ванні, плавленням і переносом електродного металу та регульованого тепловкладення в зону зварного з'єднання з використанням джерел зварювального струму та механізмів подачі електродного дроту з можливостями генерування вихідних імпульсів заданого характеру та зовнішнього електромагнітного впливу.

На основі виконаних досліджень вперше було визначено ефективність модифікування наплавленого металу при підводному зварюванні шляхом введення в рідкометалеву ванну елементів-модифікаторів (мікролегуючих компонентів та нанорозмірних порошоків) та застосування фізичних впливів — імпульсного характеру горіння дуги та електромагнітного перемішування. Виконаний комплекс металургійних, металографічних та технологічних досліджень дозволив встановити відмінність механізмів впливу процесів модифікування в умовах зварювання у водному середовищі у порівнянні зі зварюванням на повітрі і визначити найбільш ефективні шляхи вирішення поставленої задачі.

С.Ю. Максимов — професор кафедри зварювання Івано-Франківського національного університету нафти і газу, запрошений професор Китайського інституту нафти, голова ДЕК на кафедрах зварювання Національного університету кораблебудування ім. адм. Макарова. Під його керівництвом захищено 2 кандидатські дисертації.

С.Ю. Максимов автор більш ніж 280 наукових праць, у тому числі 16 монографій, 2 підручників, 53 авторських свідоцтв та патентів.



**В.М. Коржик** — 1958 р. народження, закінчив Львівський політехнічний інститут; з 1986 р. працює в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона; з 2004 р. — завідувач відділу «Електротермічних процесів обробки матеріалів». Захистив кандидатську у 1987 р., докторську — у 2000 р.

В.М. Коржик — широко відомий вчений в галузі матеріалознавства та плазово-дугових технологій з'єднання, обробки, отримання нових матеріалів і нанесення покриттів. Його роботи присвячені дослідженню фізичних явищ та закономірностей формування структури та властивостей матеріалів при взаємодії з ними дугової плазми.

Під його керівництвом створені і розвиваються такі нові наукові напрямки:

- наукові основи плазово-дугових і гібридних процесів отримання покриттів та модифікування поверхні;
- нові процеси плазово-дугової сферодизації металів і сплавів різних систем легування та їх сполук;
- наукові основи нових плазових, дугових і гібридних (плазово-дугових, лазерно-плазових) процесів зварювання металів, 3D друку;
- створення нових матеріалів для зварювання, наплавлення, нанесення покриттів, в тому числі із застосуванням нанорозмірних і ультрадисперсних модифікаторів;
- наукові основи нових процесів плазового і гібридного лазерно-плазового різання металів, плазового різання на прямій та зворотній полярностях із застосуванням різних типів плазмотворюючих середовищ.

Коржик В.М. вперше в Україні започаткував фундаментальні і прикладні розробки по отриманню покриттів із аморфною та нанокристалічною структурою в умовах плазового і дугового напилювання. Розвинув теорію термічної взаємодії одиночних часток в запорошених плазових струменях та їхньої сукупності з основою, встановив закономірності процесів тепло- і масопереносу та протікання мікрометалургійних процесів при формуванні покриттів.

Провів комплексні дослідження фізичних та металургійних процесів при зварюванні металів дуговою плазмою та в умовах гібридного процесу при її поєднанні із дугою плавкого електроду. Під його керівництвом досліджені газодинамічні та теплові характеристики плазового потоку, електричні і енергетичні характеристики процесу плазового різання металів на прямій та зворотній полярності.

В.М. Коржик — науковий директор Китайсько-українського Інституту зварювання ім. Є.О. Патона (КНР), член Академічної Ради ключової лабораторії передових зварювальних технологій провінції Гуандун (КНР).

Результати наукової діяльності Коржика В.М. опубліковані в більш ніж 300 наукових працях, в тому числі в 17 монографіях, він є співавтором 66 авторських свідоцтв та патентів України, РФ і Китаю.

## ДИСЕРТАЦІЇ НА ЗДОБУТТЯ НАУКОВОГО СТУПЕНЯ



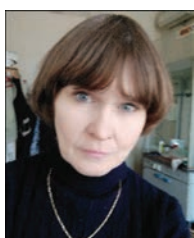
**С.О. Осадчук** (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистила 3 лютого 2021 р. кандидатську дисертацію на тему: «Електрохімічний давач поляризаційного опору для оцінювання корозивності атмосферного середовища».

Дисертація присвячена розробленню електрохімічного коповерхневого чотирипарного давача поляризаційного опору для оцінювання зміни корозивності атмосферного повітряного середовища відносно металоконструкцій в замкнених об'ємах та наявності градієнта температур між металоконструкцією та оточуючим повітрям. Це дозволило адаптувати метод поляризаційного опору при зміні відносної вологості повітря від 100 до 75 % (наближеної до критичної) та температур від 24 до 70 °С в умовах утворення тонких плівок вологи товщиною

від 0,6 до 45 мкм. Швидкість корозії, визначена методом поляризаційного опору, в цих умовах змінюється від 0,44 до  $2,08 \cdot 10^{-5}$  мм/рік. Нижня границя вимірювань давачем швидкості корозії  $10^{-5}$  мм/рік.

Запропоновано методичний підхід до розроблення давачів. Теоретично обґрунтовано конструкцію електрохімічної комірки та вибір оптимальних критичних параметрів електродів та кількості електродних пар давача; можливість застосування константи методу поляризаційного опору, визначеній для об'єму електроліту для умов тонкоплівкової корозії; окреслено похибки вимірювання багатоелектродних давачів.

Розроблено та впроваджено методику моніторингу захисту металоконструкцій від атмосферної корозії на об'єктах тривалої експлуатації, яка ґрунтується на визначенні миттєвої швидкості корозії за допомогою давача нової конструкції.



**Л.І. Ниркова** (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистила 14 квітня 2021 р. докторську дисертацію на тему: «Теоретико-експериментальні засади оцінювання та запобігання корозійному розтріскуванню сталей магістральних газопроводів в умовах їх катодного захисту».

У дисертаційній роботі вирішено науково-прикладну проблему. Встановлено закономірності корозійного розтріскування сталей магістральних газопроводів при їх катодному захисті, розв'язання якої розширює розуміння механізму корозійного розтріскування магістральних газопроводів, що дає можливість науково-обґрунтованого підходу до вибору способів його попередження.

Запропоновано та науково обґрунтовано методологію оцінювання схильності сталі Х70 до корозійного розтріскування при катодному захисті: введено коефіцієнт схильності до корозійного розтріскування  $K_s$ , в якому ураховано зміну відносного звужування зразка у повітрі порівняно з розчином, та критерій схильності до корозійного розтріскування  $K_s \geq 1,6$ , підтверджений результатами лабораторних та натурних випробувань. Виявлено комплекс чинників, що спричиняють деградацію захисних полімерних покривів (зокрема, стрічкового): наявність дефекту в покриві, контакт з корозивним середовищем та катодна поляризація. Методом інфрачервоної спектроскопії підтверджено деградацію ґрунтувального шару стрічкового покриву і доведено, що присутність продуктів деструкції по-

криву у розчині підвищує схильність трубної сталі до корозійного розтріскування.

Для сталей різної міцності запропоновано новий спосіб оцінювання їх схильності до корозійного розтріскування, заснований на аналізі довжини спадних ділянок кривих руйнування, та введено відповідний коефіцієнт  $K_r$ . За температури 50 °С встановлено вплив властивостей сталевих основи на катодне відшарування покривів. На сталі Х80 процес відшарування перебігає інтенсивніше, ніж на Х70, що обумовлено зниженням потенціалу виділення водню на сталі Х80 та будовою приповерхневого шару.

Експериментально доведено, що існує три області потенціалів, в яких корозійне розтріскування сталі Х70 відбувається за різними механізмами: при потенціалах додатніших  $-0,75$  В — за механізмом локального анодного розчинення; в області потенціалів від  $-0,75$  до  $-1,05$  В діє змішаний механізм корозійного розтріскування (локальне анодне розчинення та водневе окрихчення перебігають одночасно); за потенціалів від'ємніше  $-1,05$  В — механізм водневого окрихчення. Закономірності корозійного розтріскування підтверджені зміною корозійно-механічних властивостей сталі, оцінених коефіцієнтом  $K_s$ , та фрактографічними ознаками руйнування. Зниження катодного потенціалу до мінімального захисного  $-0,75$  В (х.с.е.) сприяє збереженню захисних властивостей полімерними покриттями: новим і штучно зістареним стрічковим — в  $\sim 9,4$  і  $\sim 26,9$  разів, відповідно; новим гібрид-епоксидним — в  $\sim 3,3$  рази; штучно зістареним — в  $\sim 1,7$  разів; новим та штучно зістареним поліуретановим — в  $\sim 20$  разів.

Розроблено та впроваджено методику визначення потенційно корозійно-небезпечних ділянок магістральних газопроводів в умовах катодного захисту на основі обчислення ймовірності корозійного розтріскування за даними проектної, виконавчої, експлуатаційної документації та ре-



**В.В. Жуков** (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 26 квітня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему «Особливості структури та механічні властивості зварних швів сталі 14ХГНДЦ, модифікованих дисперсними частинками карбідів, оксидів та сполук на основі титану».

Дисертація присвячена встановленню закономірностей впливу модифікування дисперсними частинками оксидів, карбідів та сполук на основі титану ( $\text{SiC}$ ,  $\text{VC}$ ,  $\text{NbC}$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{FeTi}$ ,  $\text{TiN}$ ) на особливості структуроутворення та механічні властивості металу зварних швів високоміцної низьколегованої сталі 14ХГНДЦ. Досліджено структуру, розподіл та склад неметалевих включень та фазових виділень металу модифікованих зварних швів високоміцної низьколегованої сталі 14ХГНДЦ. Створена методика оцінки кінетичних параметрів структурно-фазового перетворення. Визначені кінетичні параметри: величина максимальної інтенсивності та об'ємний ефект структурно-фазового перетворення, які характеризують ступень зміни об'єму металу при перебудові кристалічної решітки в ході структурно-фазового перетворення. Визначено температури максимальної інтенсивності перетворення для металу модифікованих швів. Проведено аналіз взаємозв'язку кінетичних параметрів структурно-фазового перетворення, хімічного складу, температур перетворення аустеніту, структурно-фазового складу та механічних характеристик металу модифікованих швів сталі 14ХГНДЦ.

Визначено механізм впливу різних типів модифікаторів (карбідні, оксидні та сполуки на основі



**В.Б. Порохонько** (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 26 квітня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему «Електрошлаковий переплав титанових сплавів під дією зовнішніх поздовжніх магнітних полів».

Дисертаційна робота присвячена визначенню закономірностей процесів плавлення, перенесення та кристалізації металу при ЕШП в умовах дії зовнішніх, постійних та імпульсних поздовжніх магнітних полів і розробці технічних рекоменда-

зультатам наземного технічного діагностування й лабораторних досліджень з подальшим ранжуванням ділянок за ступенем потенційної корозійної небезпеки. Результати роботи використані при розробленні СОУ 60.3-30019801-070, ДСТУ Н Б А.3.1-29, зміни № 1 до ДСТУ 4219.

титану) на кінетику структуроутворення металу зварних швів. Встановлено, що карбідні модифікатори впливають на кінетику перетворення та формування вторинної кристалічної структури через розчинення і зміну складу твердого розчину; оксидні модифікатори та модифікатори на основі сполук титану розчиняються та виділяються на поверхні неметалевих включень, а також у вигляді нових неметалевих включень, які впливають на структуроутворення і механічні властивості модифікованого металу зварних з'єднань. Встановлено, що модифікатори на основі сполук титану призводять до формування неметалевих включень, що утворюються всередині зерна металу з щільністю дислокацій  $10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$  навколо включення, підвищують значення міцності металу і знижують тріщиностійкість; оксидні неметалеві включення утворюються поблизу границь зерен металу з щільністю дислокацій  $10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$  навколо включення і підвищують значення пластичності та ударної в'язкості металу.

Дослідно-промислово перевірку можливості застосування технології модифікування зварного шва високоміцних низьколегованих сталей проведено на ПрАТ НКМЗ (м. Краматорськ) для сталей марок А514 та 16ХГМФТР. При порівнянні механічних властивостей металу швів, отриманих порошковими дротами зарубіжних (BÖHLER NiCrMo 2,5-IG, BÖHLER X 70 – IG) марок з металом, отриманим з застосуванням експериментальних порошкових дротів з дисперсними модифікаторами  $\text{TiO}_2$  та  $\text{Al}_2\text{O}_3$  встановлено, що використання більш дешевих вітчизняних зварювальних матеріалів дозволяє забезпечити необхідний рівень механічних властивостей металу зварного з'єднання.

цій щодо їх застосування при виплавці зливків титанових сплавів.

Шляхом фізичного моделювання досліджено особливості плавлення витратного електрода, характеру формування і відриву крапель електродного металу та їх рух в шлаковій ванні при ЕШП в умовах дії зовнішніх магнітних полів. Експерименти проводили за різними схемами із застосуванням змінного, постійного і модульованого струму плавки під дією зовнішнього постійного або імпульсного поздовжнього магнітного поля.

В результаті проведених експериментів встановлено, що під дією поздовжнього магнітного

поля тороїдальні гідродинамічні течії в шлаковій ванні трансформуються в горизонтальні обертання навколо її осі, що призводить до деформації вільної поверхні шлакової ванни та поверхні поділу шлакова–металева ванни. Величина деформації вільної поверхні ванни залежить від швидкості обертання розплаву.

Фізичним моделюванням встановлено ряд закономірностей. Зокрема, застосування поздовжнього магнітного поля індукцією 0,20...0,35 Тл призводить до збільшення частоти відриву крапель електродного металу (на 20...30 %), зменшення їх середньої маси (на 10...50 %), збільшення траєкторій їх руху (на 30...160 %) і терміну перебування в шлаковій ванні (з 0,20...0,25 до 0,4...0,8 с), а також до розосередження місць попадання крапель на дзеркало рідкої металевої ванни.

Основні результати фізичного моделювання були апробовані в умовах натурального ЕШП титану на модернізованому обладнанні під дією поздовжніх магнітних полів. Експериментально встановлено, що поздовжнє магнітне поле індукцією 0,2 Тл призводить до зменшення струму плавки на величину до 20 % і збільшення амплітуди його коливань без цілеспрямованої зміни інших параметрів процесу. У випадку застосування імпульсного поздовжнього магнітного поля зменшення струму плавки має циклічний характер, а величина цього падіння залежить від величини індукції і тривалості імпульсів магнітного поля і може сягати до 70...80 %.

За допомогою аналізу осцилограм електричних режимів ЕШП під дією зовнішнього поздовжнього магнітного поля індукцією 0,2...0,28 Тл встановлено, що частота відриву крапель електродного металу збільшується на 18...62 %, а швидкість плавлення електроду — на 3...6 %. При цьому,

середній діаметр крапель металу зменшується на 5...16 %, а їх маса на 13...41 %.

Експериментально встановлено, що поздовжні магнітні поля при ЕШП призводять до суттєвого подрібнення макроструктури титанових зливків, при одночасному погіршенні якості формування їх бокової поверхні. Визначено оптимальні величини індукції постійного та імпульсного поздовжнього магнітних полів, які забезпечують максимальну розорієнтацію та подрібнення макроструктури зливків діаметром 70...140 мм, при мінімальному погіршенні якості їх бокових поверхонь та відсутності внутрішніх дефектів. Встановлено, що для постійного магнітного поля такий діапазон індукції становить  $B = 0,12...0,22$  Тл, а для імпульсного —  $B = 0,18...0,3$  Тл при тривалості імпульсів  $t_{\text{ім}} = 0,9...2,5$  с, та пауз —  $t_{\text{п}} = 6...15$  с.

Досліджено температурні залежності електропровідності, в'язкості та інтервалу твердіння сольових композицій на основі  $\text{CaF}_2$ . На їх основі розроблено сольовий, трикомпонентний флюс для ЕШП титану системи  $\text{CaF}_2\text{SrCl}_2\text{Na}_3\text{AlF}_6$ .

Розроблено технологічні рекомендації щодо обладнання, матеріалів, режимів ЕШП зливків титанових сплавів у поздовжніх магнітних полях.

Способом ЕШП в поздовжньому магнітному полі отримано зливки титанових сплавів ВТ6, ТС6 та ОТ4. Встановлено, що хімічний склад сплавів повністю відповідає вимогам діючих стандартів. При цьому метал зливків характеризується високою хімічною і фізичною однорідністю. Характеристики міцності дослідних зразків відповідають типовим значенням для даних сплавів, а характеристики пластичності і ударної в'язкості перевищують в середньому на 10...25 %.



**В.О. Берзоз** (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 28 квітня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему «Теорія і практика виробництва зливків високоміцних конструкційних сплавів на основі титану способом електронно-променевої плавки».

Дисертаційна робота присвячена вирішенню важливої науково-технічної задачі, що полягає у розвитку теорії і практики одержання якісних зливків високоміцних конструкційних сплавів на основі титану способом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю.

Методами математичного моделювання досліджено тепловий стан зливків сплавів титану при ЕПП з урахуванням гідродинамічних течій та до-

сліджено процесу випаровування хімічних елементів під час ЕПП високоміцних конструкційних сплавів титану. На основі проведених розрахунків в рамках математичних моделей, визначено технологічні режими та розроблено технологію ЕПП зливків високоміцних сплавів титану, що забезпечує високу якість одержуваного металу. Проведено роботи з одержання напівфабрикатів та показано високу якість титанових сплавів, одержаних за розробленою технологією ЕПП.

Практичне значення отриманих результатів дисертаційного дослідження полягає у тому, що розроблено нову перспективну технологію, застосування якої для виробництва вітчизняних напівфабрикатів високоміцних сплавів на основі титану дозволить відмовитись від імпорту вартісних іноземних напівфабрикатів, та забезпечить розширення їх застосування підприємствами України.



**О.М. Гніздило** (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 28 квітня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему «Інтенсифікація процесу плазмово-індукційного вирощування крупних профільованих монокристалів вольфраму».

Дисертаційна робота присвячена дослідженню теплофізичних і металургійних закономірностей при інтенсифікації технології плазмово-індукційного вирощування крупних профільованих монокристалів вольфраму, установленню впливу основних технологічних параметрів і режимів плазмово-індукційного процесу на їх структуроутворення, а також розробці дослідно-промислової технології з високими показниками продуктивності й економічної ефективності виробництва монокристалів.

Установлено, що в умовах підвищення інтенсифікації процесу при базовому підігріві спостерігається зростання динамічного впливу плазмової дуги на теплове поле монокристала, тому при підвищенні інтенсифікації процесу зниження температурного градієнта безпосередньо в ближній зоні границі фазового переходу рідина-кристал було досягнуто шляхом збільшення температури у верхній області злитка за рахунок потужності тепловкладення від індукційного джерела нагрівання.

Установлено за допомогою математичного моделювання, що при рівні підігріву індукційного

джерела енергії, при якому забезпечується температура площини нарощування 2273, 2773, 3273 К, можливо отримати зростання інтенсифікації процесу в 3, 8 та 18 разів при швидкостях плазмового джерела енергії 60, 160, 360 мм/хв відповідно з забезпеченням характеристик теплового поля, наближених до базового рівня та дозволяє отримати зниження витрат електромагнітної енергії, що становить у порівнянні з базовою технологією 50, 56 і 64 % чи 80, 94 і 104 кВт·год/кг.

Установлено при дослідженні структурної досконалості отриманих великих профільованих монокристалів вольфраму, що з ростом інтенсифікації процесу в межах від 17 до 70 мм/хв відбувається подрібнення субструктури при рівномірному (безградієнтному) розподілі щільності дислокаційної картини і показано, що при отриманих швидкостях злиток є монокристалічним тілом із кристалографічною орієнтацією, відповідною до орієнтації зародкового кристала, із забезпеченням розорієнтації малокутових меж, що не перевищують  $2^\circ$  та лежить в межах допустимих значень для металевих монокристалів.

На базі проведених досліджень розроблена технологія отримання великих монокристалів тугоплавких металів у вигляді пластин при плазмово-індукційному зонному вирощуванні, яка забезпечує високі показники продуктивності та економічної ефективності з забезпеченням монокристалічної структури злитків вольфраму.

Національна академія наук України  
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона  
Українське товариство неруйнівного контролю та технічної діагностики  
Міжнародна Асоціація «Зварювання»

**II МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ**  
**НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ**  
**та**  
**МОНІТОРИНГ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ**

6–10 вересня 2021

Одеса, Аркадія, готель «Аркадія»

Генеральний спонсор  
ПрАТ «УкрНДІНК»



Офіційний спонсор  
ТОВ «НВФ «Діагностичні прилади»



ОРГАНІЗАТОР КОНФЕРЕНЦІЇ  
Міжнародна Асоціація «Зварювання»  
вул. Казимира Малевича 11, м. Київ, 03150  
тел. +38 (044) 200-82-77, (050) 352-73-50  
journal@paton.kiev.ua  
posypaiko.yurii@gmail.com  
<http://pwi-scientists.com/ukr/nktd2021>



*Безперервний шлях до досконалості  
тривалістю більше 60-ти років*

## НОВИЙ ЕТАП РОЗВИТКУ ТОРГОВОЇ МАРКИ ПАТОН™



Центральний корпус ДЗЗУ ім. Є.О. Патона

Розвиток виробництва зварювального обладнання в Україні налічує вже майже вікову історію. З них 62 роки тісно пов'язані з діяльністю Дослідного заводу зварювального устаткування (ДЗЗУ) ІЕЗ ім. Є.О. Патона, який було створено при Інституті електрозварювання в січні 1959 р. для втілення в життя нових розробок спеціалістів ІЕЗ та ДКТБ ІЕЗ. За весь час від свого створення і до сьогодні Заводом було виготовлено сотні тисяч одиниць зварювального обладнання для різнопрофільних підприємств майже на всіх континентах світу. На сьогоднішній день ДЗЗУ ІЕЗ ім. Є.О. Патона є провідним виробником зварювального обладнання та матеріалів в Україні та одним з лідерів ринку

на пострадянському просторі. Завдяки власним розробкам, високій культурі виробництва та значному досвіду фахівців Заводу зварювальні апарати та електроди під торговою маркою ПАТОН™ гідно оцінюються спеціалістами зварювальної справи як в Україні, так і далеко за її межами.

Розвиток експортних ринків збуту своєї продукції є одним із найбільш пріоритетних напрямків стратегії розвитку Заводу. Сьогодні продукція ПАТОН™ поставляється у більш ніж 50 країн по всьому світу — від Латинської Америки до Далекого Сходу. І перелік цих країн не стоїть на місці! Лише з початку 2021 р. до нього додалося ряд європейських (Данія, Великобританія), африканських (Кенія) та близькосхідних країн (Саудівська Аравія, Бахрейн).

Саме для посилення експортного вектору розвитку керівництвом Заводу було прийнято рішення про оновлення назви підприємства та її зміни на ПАТОН ІНТЕРНЕТШНЛ. Очікується, що такий крок допоможе підкреслити перед споживачами та партнерами Заводу міжнародну направленість бізнесу, який вже давно виріс за межі ринку України, та полегшить просування бренду ПАТОН™ у світі. Як часто буває, необхідність таких змін була продиктована самим ринком, адже в сучасних реаліях навіть назва підприємства має відповідати певним вимогам споживачів — простота, лаконічність, доступність та зрозумілість.

Деякий час тому Заводом разом із партнерами було розпочато процес створення представництв в тих країнах, до яких експортується найбільше



продукції. Основна мета створення таких представництв — забезпечення ефективної роботи Заводу на локальному ринку та надання високоякісної підтримки локальним споживачам. Згодом планується уніфікувати назви представництв з використанням єдиної торгової марки — ПАТОН Польща, ПАТОН Великобританія, ПАТОН Данія, ПАТОН Єгипет, ПАТОН Грузія, ПАТОН Південна Корея та ще більше 20 представництв. І лише сучасна назва головної компанії із розташованими в Україні дослідно-конструкторською базою та виробничими потужностями надає можливість логічно об'єднати всі представництва в рамках єдиного бізнесу — ПАТОН ІНТЕРНЕТІ. Сама така назва буде однаково зрозуміла споживачам та партнерам Заводу у будь-якій країні та сприятиме формуванню довіри до українського бренду.

Завод має бездоганну репутацію надійного виробника та постачальника високоякісного зварювального обладнання та матеріалів і робить все необхідне для її підтримки на такому високому рівні. Завдяки співпраці Заводу з провідними українськими та міжнародними сертифікаційними компаніями продукція ПАТОН™ відповідає всім необхідним вимогам та регулярно проходить сертифікацію. Для посилення своїх позицій на міжнародному ринку, а

також для мінімізації ризиків експортної діяльності Заводом було укладено угоду про співпрацю з експортно-кредитним агентством. Така співпраця відкриває можливості щодо розширеного страхування міжнародних поставок продукції Заводу, додатково гарантуючи виконання умов поставки всіма сторонами процесу. При цьому за недовгий час існування даної угоди Завод вже встиг її задіяти при нещодавніх поставках до Буркіна-Фасо, Нігерії, Південної Африки та Кенії. Використання даного додаткового механізму страхування покликане ще більше покращити імідж компанії ПАТОН ІНТЕРНЕТІ в якості надійного міжнародного торгового партнера та посилити позиції продукції ПАТОН™ на світовому ринку.

Завдяки вказаним заходам Завод продовжує свій рух до поставлених цілей — забезпечення сталого розвитку свого науково-дослідного та виробничого потенціалу, нарощування виробництва високоякісного зварювального обладнання та матеріалів, просування продукції ПАТОН™ серед якнайбільшої кількості фахівців зі зварювання з різних країн, збільшуючи тим самим власний внесок у розвиток української виробничої галузі та популяризації бренду «ЗРОБЛЕНО В УКРАЇНІ» серед споживачів по всьому світу.

*За матеріалами прес-релізу ДЗЗУ*

## 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 банделроллю.

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

Передплату на журнали можна оформити по каталогах передплатних агентств «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 2021 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2019 рр.