

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
АКАДЕМІЯ ІНЖЕНЕРНИХ НАУК УКРАЇНИ  
НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ

# ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА МЕТАЛУРГІЇ

№2  
(139)  
2023

ЗАГАЛЬНОДЕРЖАВНИЙ НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ ЖУРНАЛ

Видається з березня 1997 року  
Виходить 6 разів на рік

**Засновники:** Національна металургійна академія України  
Відділення матеріалознавства та металургії  
Академії інженерних наук України

**Видавці:** Національна металургійна академія України  
Відділення матеріалознавства та металургії  
Академії інженерних наук України

Дніпро  
2023

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ**  
**НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ**  
**АКАДЕМІЯ ІНЖЕНЕРНИХ НАУК УКРАЇНИ**

Загальнодержавний  
науково-технічний журнал

**ISSN 1028-2335**

*Випуск 2 (139) 2023р*

Свідоцтво про реєстрацію:  
серія КВ № 21962-11862ПР  
від 23 березня 2016 року

Наказом МІНІСТЕРСТВА ОСВІТИ І  
НАУКИ УКРАЇНИ №157 від  
**09.02.2021 р.** журнал включено до  
категорії «Б» переліку наукових  
фахових видань України, по  
спеціальностям:  
133 – Галузеве машинобудування;  
136 – Металургія;  
161 – Хімічні технології

Формат 60x84<sup>1</sup>/<sub>8</sub>.  
Ум. друк. арк. 5,12

Адреса редакції та видавця: Національна  
металургійна академія України,  
пр. Гагаріна, 4, м. Дніпро, 49006  
т. (056) 745-41-96;  
Тираж 100 прим.

Засновники:

Центр (відділення) матеріалознавства і металургії Академії  
інженерних наук України

Національна металургійна академія України

**Редакційна колегія**

*Головний редактор*

д.т.н., проф. **Пройдак Ю.С.** (Україна)

*Заступник головного редактора*

д.т.н., проф. **Камкіна Л.В.** (Україна)

д.т.н., проф. Білодіденко С.В.	(Україна)
д.т.н., проф. Волкова О. І.	(Німеччина)
д.т.н., проф. Гнатушенко В.В.	(Україна)
д.т.н., проф. Кнапинський М.Я.	(Польща)
д.т.н., проф. Куцова В.З.	(Україна)
д.т.н., проф. Лежнев С.М.	(Казахстан)
д.т.н., проф. Лялюк В.П.	(Україна)
д.т.н., проф. Малий Є.І.	(Україна)
д.т.н., проф. Медовар Л.Б.	(Україна)
д.т.н., проф. Сігарьов Є.М.	(Україна)
д.т.н., проф. Стовпченко Г.П.	(Україна)
д.т.н., проф. Фролов Я.В.	(Україна)
д.т.н., проф. Шатоха В.І.	(Україна)

Передрук лише за дозволом редакції

При використанні матеріалів посилання на журнал обов'язкове  
**Видавництво не несе відповідальність за зміст матеріалу,  
наданого автором до друку**

Матеріали публікуються на мові оригіналу

За якість перекладу статей на англійську мову редакція відповідальності не несе  
**Редакційна рада залишає за собою право змінювати текст статей,  
не впливаючи на загальний зміст наданого матеріалу**



+38056-745-41-96;

<http://tpm.nmetau.edu.ua>

e-mail: [projdak@metal.nmetau.edu.ua](mailto:projdak@metal.nmetau.edu.ua)

Комп'ютерне верстання О.Г.Безшкуренко

©УДУНТ 2023

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE  
ACADEMY OF ENGINEERING SCIENCES OF UKRAINE  
NATIONAL METALLURGICAL ACADEMY OF UKRAINE

# THEORY AND PRACTICE OF METALLURGY

#2  
(139)  
2023

GENERAL STATE SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

Issued since March 1997  
Released 6 times a year

*Founders:* National Metallurgical Academy of Ukraine  
Department of Materials Science and Metallurgy  
Of the Academy of Engineering Sciences of Ukraine

*Publishers:* National Metallurgical Academy of Ukraine  
Department of Materials Science and Metallurgy  
Of the Academy of Engineering Sciences of Ukraine

Dnipro  
2023

**MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE  
ACADEMY OF ENGINEERING SCIENCES OF UKRAINE  
NATIONAL METALLURGICAL ACADEMY OF UKRAINE**

National scientific journal

**ISSN 1028-2335**

*Edition 2 (139) 2023 year*

Certificate of registration:

KB № 21962-11862П

23.03.2016

By the order of the MINISTRY OF  
EDUCATION AND SCIENCE OF  
UKRAINE №157 from 09.02.2021,  
the journal is included in category "B"  
of the list of scientific professional  
publications of Ukraine, by  
specialties:

133 - Industry engineering;

136 - Metallurgy;

161 - Chemical technologies

Format 60x84<sup>1</sup>/<sub>8</sub>.

CPP. 5,12

Editorial address and publisher: National  
Metallurgical Academy of Ukraine, Gagarina,

4, Dnipro 49006

т.(056) 745-41-96;

Copies of 100.

Founders:

Center (Department) of Materials Science and Metallurgy of the  
Academy of Engineering Sciences of Ukraine  
National Metallurgical Academy of Ukraine

**Editorial board**

*Editor in Chief*

D.Tech.Sc., prof. **Proydak Yu** (Ukraine)

*Honorable Editor*

D.Tech.Sc., prof. **Kamkina L.** (Ukraine)

Prof., d.t.s. Bilodidenko S.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Volkova O.	(Germany)
Prof., d.t.s. Gnatushenko V.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Knapinskij M.	(Poland)
Prof., d.t.s. Kutsova V.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Lezhnyev S.	(Kazakhstan)
Prof., d.t.s. Lyalyuk V.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Malij Ye.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Medovar L.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Sigarov Ye	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Frolov Ya.	(Ukraine)
Prof., d.t.s. Shatocha V.	(Ukraine)

Reproduction only with permission of the publisher

With reference to the journal is obligatory

Publisher is not responsible for the content of the material,  
by authors for publication

Publikuyutsya materials in the original language

For quality translations of articles on English version is not liable

Editorial Board reserves the right to change the text of the articles without affecting  
the overall content of the material



+38056-745-41-96;

<http://tpm.nmetau.edu.ua>

e-mail:projdak@metal.nmetau.edu.ua

Computer layout by Olexej Bezshkurenko

©USUST 2023

УДК 661.68:669

*Дерев'яно І.В., Жаданос О.В., Заболотських Є.О.***Технічна оцінка карбідокремнієвого матеріалу з довідновленої техногенної сировини основного виробництва SiC***Derevyanko I.V., Zhadanos O.V., Zabolotskykh Y.O./***Technical assessment of silicon carbide material from supplementary reduced industrial raw materials of the main production of SiC**

*Мета.* Підвищений інтерес до карбїду кремнію, що спостерігається останнім часом, обумовлений не лише його високими абразивними властивостями, а й унікальними фізико-хімічними характеристиками. Матеріали та вироби, отримані з використанням карбїду кремнію, мають рідкісні властивості. Вони мають високу механічну міцність та теплопровідність, низький коефіцієнт термічного розширення, стійкі до хімічно агресивних середовищ та абразивного зношування у широкому інтервалі температур. Унікальні властивості SiC визначають найширшу сферу його застосування: від виробництва абразивних інструментів, високотемпературних нагрівачів, вогнетривкої кераміки до металургії. Основна маса карбїду кремнію виробляється у печах опору по методу Ачесона. Одним із питань процесу виробництва карбїду кремнію є низький вихід товарної продукції що становить 15-19% від маси завантаження. Тому забезпечення максимального виходу продукту та зниження витрат сировинних матеріалів є важливим виробничим завданням.

*Методика.* Проведено лабораторні випробування: для визначення фізико-механічних властивостей отриманого карбідокремнієвміщуючого продукту. Виконано рентгенофазовий аналіз для ідентифікації фаз, що входять до складу досліджуваного довідновленого матеріалу.

*Результати та наукова новизна.* Досліджено можливості отримання карбїду кремнію металургійної якості з вторинних матеріалів електротермічних виробництв. Проведені мікроструктурні і фазові дослідження довідновленого карбідокремнієвміщуючого матеріалу. За результатами досліджень визначено напрями використання зазначеного продукту.

*Практична цінність.* Залучення у виробництво вторинних матеріалів дасть значне зниження витрат на шихтові матеріали та головне – знизить собівартість готової продукції, а також дозволить вирішити екологічні проблеми регіонів, де накопичилися техногенні родовища відходів.

*Ключові слова.* Карбід кремнію, піч опору, техногенні родовища, температурні зони, фронт відновлювальних реакцій, вторинні матеріали.

*The goal.* The increased interest in silicon carbide observed recently is due not only to its high abrasive properties but also to its unique physical and chemical characteristics. Materials and products obtained using silicon carbide have rare properties. They have high mechanical strength and thermal conductivity, low coefficient of thermal expansion, are resistant to chemically aggressive environments, and abrasive wear in a wide temperature range. The unique properties of SiC determine the widest scope of its application: from the production of abrasive tools, high-temperature heaters, and refractory ceramics to metallurgy. The main mass of silicon carbide is produced in resistance furnaces according to the Acheson method. One of the issues of the silicon carbide production process is the low output of commercial products, which is 15-19% of the loading weight. Therefore, ensuring the maximum yield of the product and reducing the consumption of raw materials is an important industrial task.

*Methodology.* The lab researches were conducted: for the detection of mechanical properties of obtained material that contains silicon. The x-ray analysis for phases' identification in the constitution of supplementary recovered material that research was performed.

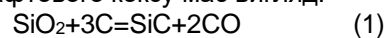
*Results and scientific novelty.* The capabilities of making of metallurgical quality silicon carbide from the electrothermal industry secondary materials were explored. The microstructural and phase researching of supplementary reduced material that contains silicon was conducted.

*Practical value.* Involving in the production of secondary materials will significantly decrease expenses for raw materials and most importantly will reduce the cost price of production and additionally allow to solve the ecological issues of local communities where artificial deposits were accumulated.

*Keywords.* Silicon carbide, resistance furnace, industrial deposits, temperature zones, front of reducing reactions, secondary materials.

**Вступ.** Карбід кремнію є одним з найважливіших штучних неорганічних матеріалів, який широко використовується для виробництва абразивних інструментів, високотемпературних нагрівачів, вогнетривкої кераміки та в металургії [1]. Більшість виробленого світовою промисловістю карбїду кремнію отримують способом, запропонованим Ачесоном наприкінці позаминулого століття [2]. Сутність способу полягає у вуглецевотермічному відновленні кремнезему за рахунок джоулевого тепла, що виділяється при проходженні електричного струму через kern печі. Тепловий потік, що утворився в kernі, поширюється із внутрішніх зон печі

від kernа у зовнішні зони. За рахунок прогрівання реакційної шихти процес карбїдоутворення починається в прикернавому шарі, а потім поширюється на суміжні зони [3]. Сумарна реакція вуглецевого процесу взаємодії кварцового піску з вуглицем нафтового коксу має вигляд:



$$\Delta G = 555615 - 322,11T$$

$$\Delta G = 0, \text{ при } T = 1725 \text{ K}$$

Принципова схема перетину самохідної печі лена рис. 1. опору після електротермічного процесу представ-

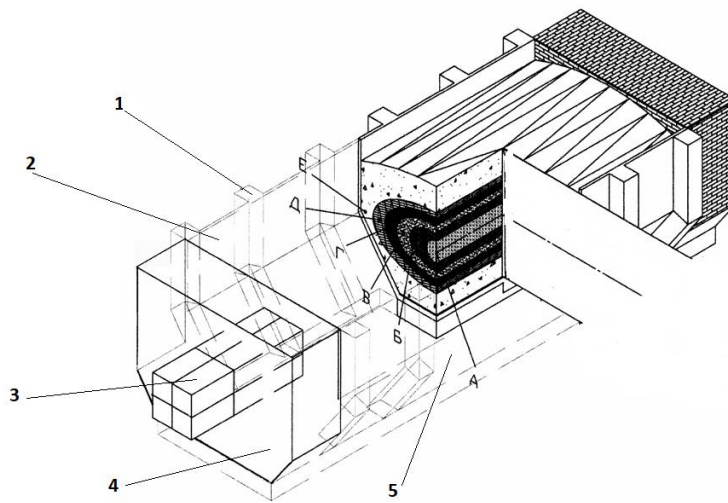


Рис. 1. Схема перетину самохідної електропечі опору для одержання карбіду кремнію:

1 – стійки кріплення бокових щитів; 2 - знімні бокові щити;

3 – електроконтактні вузли (блок графітованих електродів); 4 - торцеві стінки з вогнетривкої цегли; 5 – подина гамачного типу викладена вогнетривкою цеглою; (А – ядро; В - карбід кремнію; В – аморф; Г – зростки; Д – силікоксон; Е - шихта, що не прореагувала).

Процес виробництва SiC дуже енергомісткий і потребує великих енергетичних витрат 7300-7600 кВт·год/т. За даними [4, 5], частка електричної енергії в структурі собівартості абразивного карбіду кремнію становить 50-60%. При завантаженні шихтових матеріалів 60-70 т, вихід товарної продукції складає 10,5-11,5 т (15-19%). Зональний розвиток відновлювальних процесів зумовлює утворення, крім цільового продукту карбіду кремнію, низку побічних матеріалів (рис. 1), які характеризуються різним вмістом SiC та кількістю домішкових оксидів. Шихта верхніх горизонтів завантаження (так звана зворотна шихта), яка не прореагувала, після розбору вмісту печі та відповідної підготовки використовується в поєднанні з вихідними чистими компонентами шихти для чергових плавок SiC. При накопиченні у зворотній шихті шкідливих для отримання абразивного карбіду кремнію оксидів ( $CaO + Al_2O_3 + Fe_2O_3 > 2\%$ ) частина її періодично виводиться з процесу і є відвальним продуктом без його утилізації.

В сучасних умовах загального вирішення ресурсозберігаючих задач в електрометалургії представляє практичний інтерес використання відвальної зворотної шихти для отримання карбіду кремнію металургійної якості [6].

**Аналіз літературних даних та постановка проблеми.** Дослідженню складу промислового карбіду кремнію та попутних продуктів відновлення присвячено ряд робіт, зокрема [7], у яких наведено методологію та приведені практичні результати досліджень. Однак дослідженню піддавався первинний промисловий матеріал, а не довідновлений техногенний продукт.

**Мета і завдання досліджень.** Метою даної роботи є мікроструктурні і фазові дослідження довідновленого карбідкремнійвміщуючого матеріалу та оцінка його подальшого використання в промисловості.

**Технічна оцінка карбідокремнієвого матеріалу.** У зв'язку з зональним розподілом температури в товщі шихти електропечі опору Ачесона [3,4], поряд з товарним продуктом – карбідом кремнію гексагональної модифікації ( $\alpha$ -SiC), утворюються зворотні матеріали, що містять  $\beta$ -SiC кубічної модифікації.

Досліди щодо отримання карбіду кремнію з вторинних матеріалів проводилися з використанням відвальної шихти основного виробництва абразивного карбіду кремнію хімічний склад якої наведено у табл. 1.

Табл. 1 – Хімічний склад матеріалу промислових відвалів

Матеріал	Вміст компонентів, % мас.					
	SiC	C	SiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO
відвальна шихта виробництва абразивного карбіду кремнію	15	20	48	6,1	3,5	1,2

Як показує аналіз матеріалу, він не відповідає прийнятому для відновлення при виробництві кар-

біду кремнію значенню вуглецевого модуля ( $M_c=37,5$ )

$$M_c = \Sigma C / (\Sigma C + \Sigma SiO_2) \quad (2)$$

де,  $\Sigma C$  – сумарний вміст вуглецю в шихті;

$\Sigma SiO_2$  – сумарний вміст діоксиду кремнію в шихті;

та підлягають коригуванню відповідно до рівняння (2). Коригування складу шихти здійснювали графітом.

Дослідження термодинамічних характеристик відновного процесу одержання металургійного карбіду кремнію з використанням відвальних матеріалів, проведені в печі Таммана потужністю 60 кВт,

докладно проведення експерименту описано в публікації [8].

Отриманий дослідний довідновлений продукт за своїм хімічним складом близький до аморфу, та містить, % мас.: 76,36 SiC, 6,3 SiO<sub>2</sub>, 5,6 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 2,9 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, решта - домішки. Вимір мікротвердості проводили методом відновленого відбитка за технічними вимогами ДСТУ ISO 6507-1:2007 з використанням приладу Zeiss MHP 160 (навантаження 1,6 Н). Окремі фотографії з відбитками індентора наведено на рис. 2.

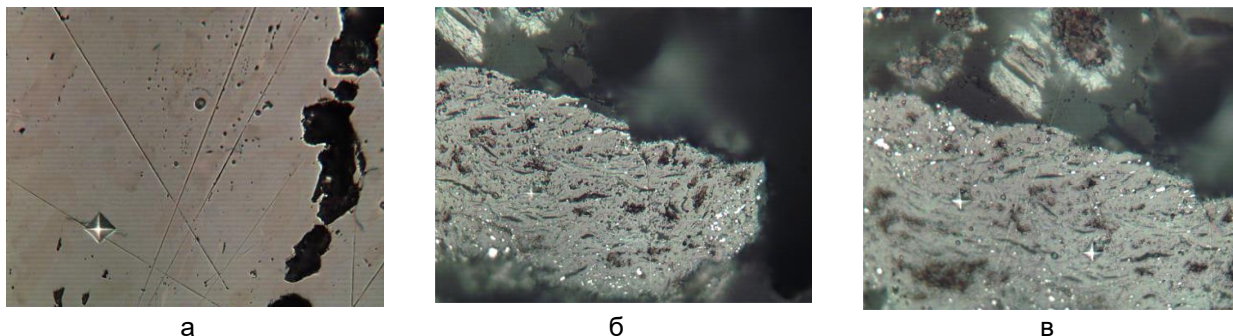


Рис. 2. Відбитки індентора в різних фазах довідновленого карбідокремнієвого матеріалу: а-скловидна фаза, б,в-карбід кремнію.

Результати випробувань наведено у табл. 2

Табл. 2 – Результати вимірювання мікротвердості різних фаз довідновленого карбідокремнієвого матеріалу

Позначення	Фаза	d <sub>ср</sub> , мкм	HV	HV, ГПа
а	скловидна фаза	19,4	786,0	7,7
б	SiC	11,6	2223,5	21,8
в	SiC	11,3	2304,8	22,6
в	SiC	11,6	2214,1	21,7

Дослідження фазового складу довідновленого карбідокремнієвого матеріалу проводилися на установці ДРОН-3 у характеристичному випромі-

нюванні Cu-Kα при U=30 кВ, I=20 мкА. Результати рентгенівського фазового аналізу представлені на рис. 3.

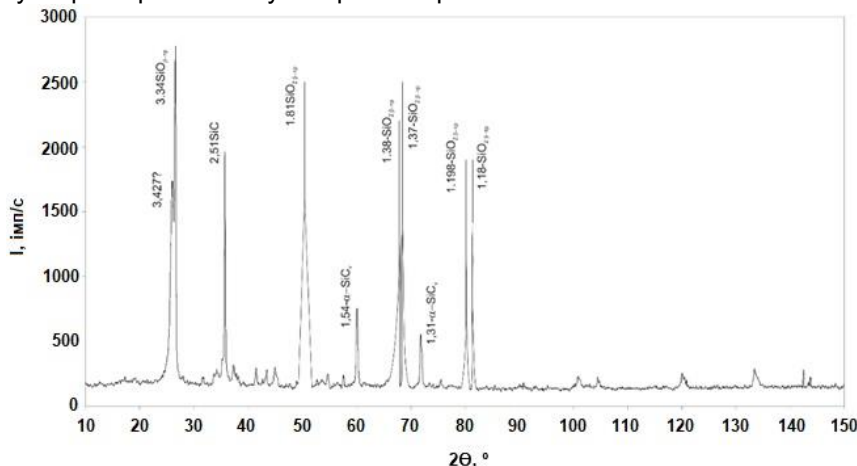


Рис. 3 Рентгенограма довідновленого карбідокремнієвого матеріалу

Аналіз вищенаведеної рентгенограми показує, що довідновлений продукт характеризується ная-

вністю ліній SiO<sub>2</sub> - β-тридиміту, що не прореагував, SiC представлений в основному кубічною модифі-

кацією  $\beta$ -SiC а також  $\alpha$ -SiC 4H. У дослідному продукті у незначній кількості присутні лінії 6H, 15R та 51R політипів. Розмитість деяких піків свідчить про наявність у зразку псевдоморфоз карбїду кремнію по вуглецю.

З метою встановлення форми кристалів карбїду кремнію в довідновленому продукті проведено фотографування матеріалу за допомогою електронного скануючого мікроскопу, фотографії приведено на рис.4

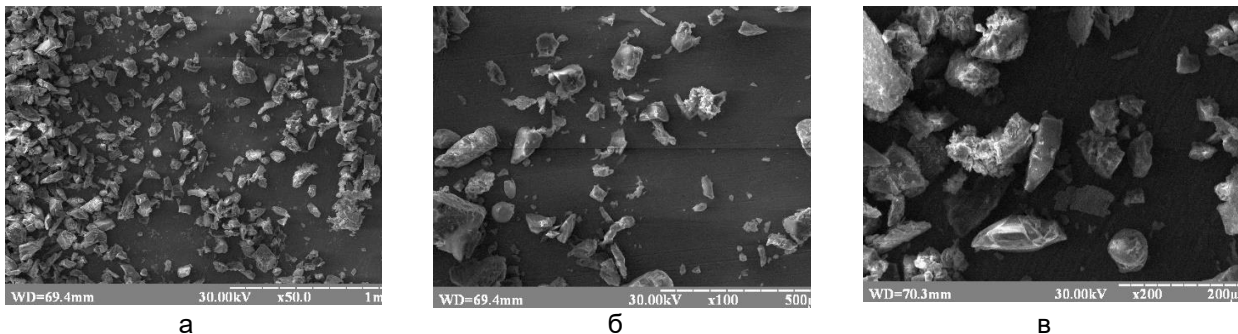


Рис. 4. Мікрофотографії рельєфу поверхні довідновленого карбїдокремнієвого матеріалу з різним збільшенням; а)  $\times 50$ ; б)  $\times 100$ ; в)  $\times 200$

Як видно з рис 4 матеріал представляє собою порошок з частинками неправильної форми переважно розмірами від 0,05 до 0,2 мм. Аналізуючи вище наведене зазначений до відновлений матеріал може використовуватись в складі карбїдокремнійвміщуючих вогнетривів таких як шамотокарборундові та динасокарборундові [8].

**Висновки:** проведені мікроструктурні і фазові дослідження довідновленого карбїдокремнійвміщую-

ючого матеріалу. Показано, що отриманий продукт за своїм хімічним складом близький до аморфу та не відповідає вимогам, що пред'являються до абразивної карбїду кремнію за політипним складом, проте може використовуватись в металургії, для виробництва вогнетривів. В подальших роботах передбачено досліди по збагаченню довідновленого карбїдокремнійвміщуючого матеріалу з метою підвищення вмісту SiC.

#### Бібліографічний опис

1. Карбид кремния: технология, свойства, применение / Агеев О.А., Беляев А.Е., Болтовец Н.С. и др. / под общ. ред. А.Е. Беляева, Р.В. Конаковой. - Харьков: «ИСМА». 2010. - 532 с. URL: [https://corpora.tika.apache.org/base/docs/commoncrawl3\\_refetched/NG/NGCDBCX2SUPWR6LE5CEJH7FM76SWNZMM](https://corpora.tika.apache.org/base/docs/commoncrawl3_refetched/NG/NGCDBCX2SUPWR6LE5CEJH7FM76SWNZMM) (дата звернення: 15.03.2023).
2. Acheson, E. G. Synthese von SiC während des Schmelzprozesses von Kohlenstoff und Aluminiumsilikaten / E. G. Acheson // British Patent – 17911, 1892; U.S.Pat.492767, Feb. 28, 1893 [Текст].
3. I.V. Derevyanko, A.V. Zhadanos. Mathematical Modeling of Heat Power Processes of Silicon Carbide Production in Acheson Furnace. / Metallurgical and Mining Industry, 2010, Vol. 2, No. 5 – p.p. 330-335. URL: <https://www.metaljournal.com.ua/assets/Uploads/attachments/Derevyanko330.pdf> (дата звернення: 15.03.2023).
4. М.И. Гасик, М.М. Гасик. Электротермия кремния / М.И. Гасик, М.М. Гасик - Днепропетровск, Национальная металлургическая академия Украины, 2011 - 232 с.
5. Gasik, M.I., Kisel'gof, O.L., Ovcharuk, A.N., Derevyanko, I.V. Thermal and kinetic characteristics of process for producing the metallurgical silicon carbide from secondary materials / Metallurgicheskaya i Gornorudnaya Promyshlennost, 2000, (1), - p.p. 24–26 [Текст]
6. Дерев'янку І.В. Технологія отримання вуглець-карбїдокремнієвих брикетів і застосування їх для навуглецювання сталеві ванни: Автореф. дис. канд.техн.наук. Дніпропетровськ. 2008. – 21с.
7. Минералогия карбида кремния / Л.И. Деркаченко, Г.М. Зарецкая, А.П. Обухов, Т.В. Соколова, Н.Е. Филоненко. – Л.: «Наука», 1972. – 140 с.
8. И.В. Дерев'янку Термокинетические характеристики получения металлургического карбида кремния из вторичных материалов / Металлургическая и горнорудная промышленность, 2011, № 4 – с. 36-38 [Текст]
9. И.С. Кайнарский, Э.В. Дегтярева. Карборундовые огнеупоры / И.С. Кайнарский, Э.В. Дегтярева - Харьков: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1963. — 252 с.

#### References

1. Silicon carbide: technology, properties, application / Aheev O.A., Belyayev A.E., Boltovets N.S. and etc. / according to the total ed. A.E. Belyayev, R.V. Konakova.- Kharkiv: «ISMA». 2010. - 532 p. URL:

[https://corpora.tika.apache.org/base/docs/commoncrawl3\\_refetched/NG/NGCDBCX2SUPWR6LE5CEJH7FM76SWNZMM](https://corpora.tika.apache.org/base/docs/commoncrawl3_refetched/NG/NGCDBCX2SUPWR6LE5CEJH7FM76SWNZMM)

2. Acheson, E. G. Synthese von SiC während des Schmelzprozesses von Kohlenstoff und Aluminiumsilikaten / E. G. Acheson // British Patent – 17911, 1892; U.S.Pat.492767, Feb. 28, 1893. [Text]
3. I.V. Derevyanko, A.V. Zhadanos. Mathematical Modeling of Heat Power Processes of Silicium Carbide Production in Acheson Furnace. / Metallurgical and Mining Industry, 2010, Vol. 2, No. 5 – p.p. 330-335. URL:<https://www.metaljournal.com.ua/assets/Uploads/attachments/Derevyanko330.pdf>.
4. M.I. Gasik, M.M. Gasik. Electrothermy of Silicon, Dnipropetrovs'k, National metallurgical academy of Ukraine, 2011, 487 p.
5. Gasik, M.I., Kisel'gof, O.L., Ovcharuk, A.N., Derevyanko, I.V. Thermal and kinetic characteristics of process for producing the metallurgical silicon carbide from secondary materials / Metallurgicheskaya i Gornorudnaya Promyshlennost, 2000, (1), - p.p. 24–26. [Text]
6. Derevyanko I.V. The technology of obtaining carbon-silicon carbide briquettes and their use for carburizing a steel bath: Autoref. thesis candidate of technical sciences Dnipropetrovsk. 2008. – 21 p.
7. Mineralogy of silicon carbide / L.I. Derkachenko, G.M. Zaretskaya, A.P. Obukhov, T.V. Sokolova, N.E. Filonenko. – L.: "Science", 1972. – 140 p.
8. I.V. Derevyanko Thermokinetic characteristics of producing metallurgical silicon carbide from recycled materials / Metallurgical and Mining Industry, 2011, No. 4 – p. 36-38 [Text]
9. I.S. Kainarsky, E.V. Degtyareva. Carborundum refractories / I.S. Kainarsky, E.V. Degtyareva - Kharkov: State scientific and technical publishing house of literature on ferrous and non-ferrous metallurgy, 1963. - 252 p.

УДК 669.017:669.15.26.74-194:621.746

Філоненко Н.Ю., Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Волчук В.М.

## Вплив температури нагріву та швидкості охолодження на формування структурних складових сталей при затвердінні

Filonenko N.Yu., Babachenko O.I., Kononenko G.A., Volchuk V.M.

## Influence of heating temperature and cooling rate on the formation of structural component steel during hardening

Формування структурних складових починається при затвердінні сталей. Тому важливо дослідити вплив температури нагріву та швидкості охолодження розплаву на формування структурних складових сталей. **Мета дослідження.** Дослідити вплив термкінетичних факторів кристалізації (температури нагріву розплаву та швидкості охолодження) на формування структурних складових, ліквідацію елементів, морфологію дендритів. **Методика.** Для визначення особливостей структурного стану сталей використовували мікроструктурний, мікрорентгеноспектральний, рентгеноструктурний аналізи та травлення поверхні зразків ніталем та гарячим розчином пікрату натрію. **Результати.** В роботі проведено дослідження зразків сталей близького хімічного складу: БЛЗ та після нагріву вище лінії ліквідусу на 50 °С та 150 °С, та охолодження зі швидкостями 10–10<sup>4</sup>°С/с. Порівнювали морфологію та розміри дендритів заліза, структурні складові сталей БЛЗ та після нагріву вище лінії ліквідусу на 50 °С та 150 °С та охолодження зі швидкостями 10–10<sup>4</sup>°С/с. **Наукова новизна.** Встановлено, що нагрів вище лінії ліквідусу на 50 °С та 150 °С та охолодження зі швидкостями 10–10<sup>4</sup>°С/с впливає на морфологію, розміри, міждендритний проміжок дендритів заліза. Після нагріву на 50 °С, 150 °С та охолодження зі швидкостями 10 °С/с відбувається зменшення розмірів до 50–60 % дендритів та міждендритної відстані до 30–40 %, у порівнянні з БЛЗ в центральній частині. При нагріві на 50 °С та швидкості охолодження 10<sup>3</sup>°С/с спостерігали утворення окремих дендритів, що мали менші розміри та міждендритну відстань у порівнянні з БЛЗ при тих самих швидкостях охолодження. При температурі нагріву 150 °С утворення окремих дендритів, що не мають вісі другого порядку, відбувається вже при швидкості охолодження 10<sup>2</sup>°С/с. Крім цього, спостерігали зменшення в міждендритному просторі вмісту марганцю та кремнію, у порівнянні з БЛЗ при всіх швидкостях охолодження. Це свідчить про більш рівномірний розподіл марганцю та кремнію між структурними складовими. **Практична значимість.** Використання отриманих результатів дозволить розробити технології отримання сталей з більш однорідною структурою.

**Ключові слова:** безперервно литі сталі, дендрити заліза, мікросегрегація марганцю та кремнію, нагрів вище лінії ліквідусу, швидкість охолодження.

The formation of structural components starts with the hardening of steels. Therefore, it is important to study the influence of heating temperature and cooling rate of the melt on the formation of structural components of steels. **Purpose of research** is to investigate the influence of thermokinetic crystallization factors (heating temperature and cooling rate of the melt) on the formation of structural components, the liquation of elements, and the morphology of dendrites. **Methods.** Microstructure test, X-ray microanalysis, X-ray diffraction analysis and surface etching of samples with nital and a hot solution of sodium picrate were used to determine the peculiarities of the structural state of steels. **Results.** In the paper, a study of steel specimens of the similar chemical composition is carried out: after continuous casting and after heating above the liquidus line to 50°C, 150°C and cooling at rates of 10–10<sup>4</sup> °C/s. The morphology of iron dendrites and structural components of steels after continuous casting and after heating above the liquidus line to 50°C, 150°C and cooling at rates of 10–10<sup>4</sup> °C/s are compared. **Scientific novelty.** It is found out that heating above the liquidus line to 50°C, 150°C and cooling at rates of 10–10<sup>4</sup>°C/s affects the morphology, sizes, and interdendritic space of iron dendrites. After heating to 50°C, 150°C and cooling at the rate of 10°C/s, the size of dendrites decreases to 50–60% and the interdendritic space to 30–40%, compared to the continuous casting in the central part. During heating to 50°C and at cooling rate of 10<sup>3</sup>°C/s, we observe the formation of individual dendrites, which have smaller sizes and interdendritic distance compared to continuous casting at the same cooling rates. At heating temperature of 150 °C, the formation of individual dendrites, which do not have second-order axes, occurs already at cooling rate of 10<sup>2</sup>°C/s. In addition, we observe a decrease in the content of manganese and silicon in the interdendritic space compared to the continuous casting at all cooling rates. This indicates more uniform distribution of manganese and silicon between the structural components. **Practical relevance.** The use of the results obtained will contribute to development of technologies for obtaining steels with a more uniform structure.

**Keywords:** continuous cast steel, iron dendrites, microsegregation of manganese and silicon, heating above the liquidus line, cooling rate.

### Вступ.

На якість і кінцеві властивості виробів зі конструкційних сталей впливають мікроструктурні зміни під час процесу кристалізації сталей. Визначення фазового складу, дисперсності структурних складових при затвердінні сталей є дуже важливим і корисним для отримання бажаних властивостей матеріалу.

Як відомо, дендритний тип кристалізації, один з найбільш розповсюджених видів тверднення металів та сплавів. З літературних джерел відомо, що перші рисунки дендритів заліза були зроблені Zannichelli в 1713 році, який написав у своїй книзі «De Ferro Ejusque Nivis Praeparatione», що морфологія дендритів заліза подібна до морфології льоду [1–2]. Автори робіт [1–2] наводять результа-

ти досліджень науковців щодо утворення, росту дендритів починаючи з 1800 століття по 2018 рік.

Відомо, що кристали в розплаві ростуть в напрямку, перпендикулярному до фронту кристалізації [3]. В залежності від хімічного складу сталі та швидкості охолодження при твердінні відбувається утворення: дендритів, вузлів, подовжених вузлів, дворозмірних комірок, гексагональних комірок, нерегулярних комірок [1–4].

Механічні та спеціальні властивості металів значною мірою залежать від розмірів та морфології дендритів, ліквідації хімічних елементів [4]. Збільшення дисперсності дендритної структури сприяє поліпшенню міцності та пластичності [4].

З літературних джерел відомо, що швидкість охолодження впливає на морфологію дендритів [4–6]. При менших швидкостях охолодження фіксували дендритну рівноважну морфологію, а при збільшенні швидкості охолодження переважно ут-

ворюються стовпчасті дендрити [4–6]. Крім цього, при збільшенні швидкості охолодження спостерігали зменшення розмірів та об'ємної частки первинних дендритів [4, 7–8].

Автори роботи [9–10] показали, що зі збільшенням швидкості охолодження від 0,19 °C/c до 6,25 °C/c відстань між гілками вторинного дендриту зменшується з 68 мкм до 20 мкм, а об'ємна частка первинного дендриту зменшується приблизно на 5 %. Крім того, збільшення швидкості охолодження сприяє зменшенню розмірів та більш рівномірному розподілу включень.

**Метою роботи** було дослідження закономірностей впливу термодинамічних факторів кристалізації на морфологію та розміри дендритів заліза, структуру сталей.

**Матеріал для досліджень.** В даній роботі проводили дослідження вуглецевої сталі залізничного призначення (табл. 1).

Таблиця 1

Вміст хімічних елементів в дослідних сталях % (мас.)

Умовне позначення	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	V
1	0,56	0,20	0,70	0,009	0,004	0,010	0,009	0,011
2	0,58	0,27	0,67	0,016	0,0065	0,014	≤0,0015	0,0032

В табл. 1 наведено хімічний склад безперервної заготовки (сталі № 1), який був визначений за ківшевою пробєю в лабораторії ТОВ «МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ».

Швидкість охолодження зразків складала від 10<sup>3</sup> °C/c у охолоджувальному водю кристалізаторі в зоні первинного охолодження. Швидкість охолодження в зоні вторинного охолодження металу заготовки Ø 470 мм змінюється від 29 до 1 °C/c.

Дослідні проби сталі №2, виготовленої в лабораторних умовах, нагрівали на 50 °C (T<sub>н</sub>=1550 °C) та 150 °C (T<sub>н</sub>=1650 °C) вище лінії ліквідусу та заливали в клиновидну ливарну форму. Умовно клини можна розділити на три частини, що мають різні швидкості охолодження – «товсту», що має швидкість охолодження ~ 10<sup>2</sup> °C/c, середню ~ 10<sup>2</sup> °C/c та тонку ~ 10<sup>3</sup> °C/c.

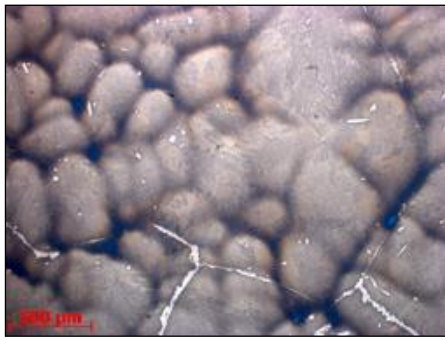
Шліфи зразків зі сталей 1 та 2 виконали за стандартною методикою, травлення поверхні зразків здійснили гарячим розчином пікрату натрію (для визначення морфології дендритів та ділянок з сегрегацією кремнію та марганцю, які формуються під час кристалізації та розташовані у міждендритних просторах) та ніталем.

Металографічний аналіз виконано на світловому (оптичному) мікроскопі «Axiovert 200 M MAT» виробництва фірми «Carl Zeiss».

Мікрорентгеноспектральний аналіз виконано за допомогою аналітичного автоемісійного растрового електронного мікроскопа «Zeiss Ultra Plus» виробництва фірми «Carl Zeiss» (Німеччина) з приставкою для мікроаналізу «INCA Penta FETx3» виробництва компанії «OXFORD Instruments». Рентгеноструктурний аналіз здійснювали на дифрактометрі ДРОН-3 у монохроматизованому Fe-Kα випромінюванні.

### 3. Результати та обговорення

Дослідження дендритів розчину заліза сталі №1, які утворились в центральній частині БЛЗ при швидкості охолодження 10 °C/c представлені на рис. 1, а. Середній розмір дендритів був 250–280 мкм, а відстань між дендритами 25–35 мкм. В сталі №2 після нагріву вище температури ліквідусу на 50±10 °C та охолодження зі швидкістю 10 °C/c відбулось утворення дендритів, що мали вісі 1 та 2 порядку (рис. 1, б).



а



б



в

Рис. 1. Мікроструктура зразків: а) БЛЗ сталі №1 в центральній частині; б) при нагріві сталі №2 на 50 °С вище температури ліквідусу та охолодження зі швидкістю 10 °С/с; в) при нагріві сталі №2 на 150 °С вище температури ліквідусу та охолодження зі швидкістю 10 °С/с, ×100

Збільшення температури нагріву вище лінії ліквідусу до  $50 \pm 10$  °С та охолодження зі швидкістю  $\sim 10$  °С/с призводить до утворення дендритів, відстань між гілками яких була 4–5 мкм, а розміри на 40–45 % менші, ніж при БЛЗ за тих же умов охолодження (рис. 1, б). При нагріві вище лінії ліквідусу до  $150 \pm 10$  °С зменшуються відстань між гілками до 3–4 мкм та розміри дендритів до 120–130 мкм, у порівнянні з дендритами заліза БЛЗ (рис. 1, в).

Як видно з рис. 1, додатковий нагрів вище лінії ліквідусу сприяє значному зменшенню розмірів та міждендритного простору між дендритами твердого заліза.

При збільшенні швидкості охолодження  $\sim 10^2$  °С/с для сталі №1 відбувається зменшення розмірів дендритів на 50–55 % та міждендритної відстані на 30–35 %, у порівнянні зі швидкістю охолодження 10 °С/с (рис.2, а).



а



б



в

Рис. 2. Мікроструктура зразків: а) БЛЗ сталі №1 в центральній частині; б) при нагріві сталі №2 на 50 °С вище температури ліквідусу та охолодження зі швидкістю  $10^2$  °С/с; в) при нагріві на 150 °С ви-

ще температури ліквідусу та охолодження зі швидкістю  $10^2$  °C/c,  $\times 100$

При температурі нагріву до 50 °C та 150 °C вище лінії ліквідусу та швидкості охолодження  $\sim 10^2$  °C/c сталі №2 утворюється дендрити, дисперсність та міждендритна відстань яких буде меншою у порівнянні з БЛЗ (рис. 2, б, в). Після нагріву на 50 °C та охолодження розмір дендритів складав 90–100 мкм, а відстань між гілками дендритів складала 5–7 мкм.

В сталі №2 після нагріву на 150 °C спостерігали утворення окремих дендритів розміром 100–130 мкм, а відстань між гілками дендритів складала 4–6 мкм (рис. 2, б, в). В дендритах були відсутні гілки другого порядку.

В сталі №1 при збільшенні швидкості охолодження до  $10^3$  °C/c спостерігали зменшення розмірів та міждендритного простору дендритів. Розмір дендритів склав 90–100 мкм, а відстань між гілками 9–11 мкм. При температурі нагріву на 50 °C вище лінії ліквідусу утворюється дендрити різного розміру, у яких відсутні гілки 2 порядку.

Збільшення температури нагріву сталі №2 вище лінії ліквідусу на 150 °C та швидкості охолодження до  $10^3$  °C/c призводить до утворення дрібнодисперсної суміші дендритів, що мали розміри

50–70 мкм, а відстань між дендритами складала 3–4 мкм. (рис. 3, в).

Слід зазначити, що збільшення температури нагріву на 50 °C та 150 °C вище лінії ліквідусу призводить до збільшення дисперсності дендритів заліза, зменшення міждендритної відстані.

Таким чином, нагрів сталі вище лінії ліквідусу сприяє утворенню неоднорідного температурного поля, ускладнює утворення зони крупних дендритів, що призводить до формування окремих кристалів.

З літературних джерел відомо, що марганець та кремній під час росту дендритів накопичуються в міждендритному просторі [11]. Для дендритів БЛЗ при швидкості охолодження 10 °C/c був визначений вміст марганцю 0,25 % (мас.), а кремнію – 0,42 % (мас.). В міждендритному просторі вміст марганцю зростає до 0,75 % (мас.), а кремнію до 0,62 % (мас.). Мікросегрегація була більш вираженою для сталі №1 при швидкості охолодження до  $10^2$  °C/c, що ймовірно відбувається через тривалу зворотну дифузію, яка має місце при повільних швидкостях охолодження [7].



Рис. 3. Мікроструктура зразків: а) БЛЗ сталі №1 в центральній частині; б) при нагріві сталі №2 на 50 °C вище температури ліквідусу та охолодження зі швидкістю  $10^3$  °C/c; в) при нагріві на 150 °C вище температури ліквідусу та охолодження зі швидкістю  $10^3$  °C/c,  $\times 100$

Для сталі №2, яка мала нагрів на 50 °C вище температури ліквідусу та швидкість охолодження 10 °C/c в дендритах вміст марганцю був 0,34 % (мас.), а кремнію – 0,45 % (мас.); в міждендритному просторі марганцю до 0,42 % (мас.), а кремнію до 0,48 % (мас.). Збільшення температури нагріву

вище лінії ліквідусу призводить до більш рівномірного розподілу вмісту марганцю та кремнію між структурними складовими сталі. Таким чином, термодинамічний фактор (нагрів на 50 °C та 150 °C вище лінії ліквідусу) збільшує градієнт температури у розплаві, зменшуючи або повністю лік-

відуючи концентраційне переохолодження розплаву, що призводить до зменшення мікросеграції у міждендритному просторі.

Мікроструктура сталі №1 поверхневої зони містила мартенсит та спостерігали утворення наступних фаз: складний карбід –  $Fe_{0,4}Mn_{3,6}C$ ,  $FeSiC$  та фази –  $Fe_5Si_3$ ,  $Fe_{0,68}Mn_{6,4}Si_{2,1}$  (рис. 4)

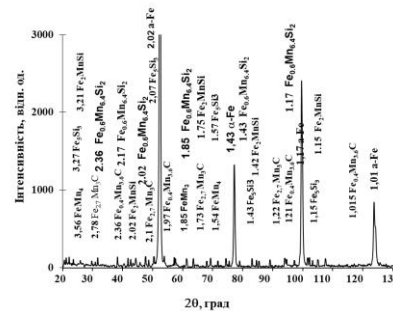
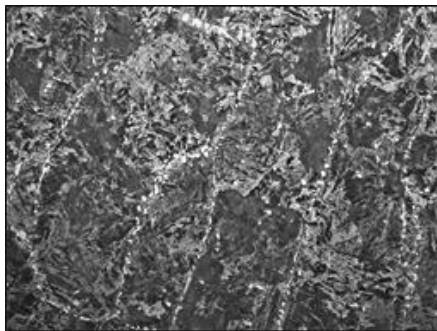


Рис. 4. Мікроструктура сталі №1 при швидкості охолодження  $10^3$  °C/c,  $\times 50$  (а); дифрактограма (б)

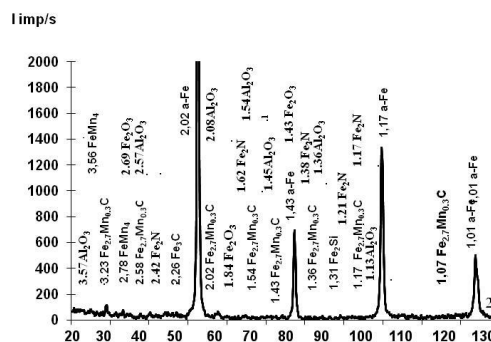
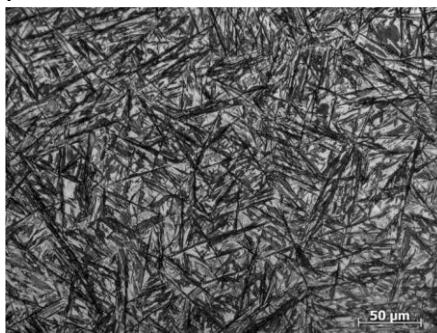


Рис. 5. Мікроструктура дослідної сталі № 2 після нагріву до температури 150 °C вище лінії ліквідусу та охолодження зі швидкістю  $10^3$  °C/c,  $\times 1000$  (а), дифрактограма (б)

Охолодження зразків сталі №2 після нагріву на 150 °C вище лінії ліквідусу зі швидкістю  $10^3$  °C/c призводить до зменшення об'ємної частки трооститу та розмірів окремих включень, збільшенню диференціювання мартенситу, у порівнянні зі зразками з меншою швидкістю охолодження ( $10$ – $10^2$  °C/c) (рис. 5). Включення розмірами  $<0,2$ – $0,5$  мкм розташовуються більш рівномірно. Слід зазначити, що структура сталі стала більш однорідною, у порівнянні з БЛЗ.

**Висновки**

Встановлено, що нагрів вище лінії ліквідусу на 50 °C, 150 °C та охолодження зі швидкостями  $10$ – $10^4$  °C/c впливає на морфологію, розміри, міждендритний проміжок дендритів.

Після нагріву сталі на 50 °C вище лінії ліквідусу та охолодження зі швидкостями  $10$ – $10^2$  °C/c відбувається зменшення розмірів дендритів на 50–

60 % та міждендритної відстані на 30–40 %, у порівнянні з БЛЗ.

При нагріві на 50 °C та швидкості охолодження  $10^3$  °C/c спостерігали утворення окремих дендритів, що не мали гілки другого порядку.

Нагрів на 150 °C вище лінії ліквідусу та охолодження зі швидкостями  $10^2$ – $10^3$  °C/c приводить до утворення окремих дендритів, що не мали вісі другого порядку. Крім цього, спостерігали зменшення розмірів дендритів та міждендритної відстані. В міждендритному просторі зменшується вміст марганцю та кремнію, у порівнянні з БЛЗ при всіх швидкостях охолодження. Це свідчить про більш рівномірний розподіл марганцю та кремнію між структурними складовими сталі.

Показано, що нагрів на 150 °C сприяє утворенню більш однорідної структури та структурних складових.

**ЛІТЕРАТУРА**

1. W. Kurz,; M. Rappaz,; Trivedi R. (). Progress in modelling solidification microstructures in metals and alloys. Part II: dendrites from 2001 to 2018. International Materials Reviews, 2020. 1–47. doi:10.1080/09506608.2020.1757894.

2. W. Kurz,; M. Rappaz,; Trivedi R. Progress in modelling solidification microstructures in metals and alloys: dendrites and cells from 1700 to 2000 International Materials Reviews, 2018. P. 1743-2804. DOI: 10.1080/09506608.2018.1537090
3. Специальные способы литья: Справочник. / под общ ред. В.А. Ефимова. –М.: Машиностроение, 1991. –436 с.
4. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния Москва. Металлургия 1982. 168 с.
5. Н. Ю. Філоненко Н.Ю., О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко Вплив вмісту Карбону, Мангану та Силіцію на утворення структурних складових за безперервного лиття криць. Металофізика та новітні технології. 2023. Т. 45, с. 937-948. <https://doi.org/10.15407/mfint.45.07.0873>
6. Філоненко Н. Ю., Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Волчук В. М. Вплив хімічного складу, температури нагріву та швидкості охолодження на формування структурних складових сталей. Металознавство та термічна обробка металів. 2023. № 1(1000). С. 52–61. DOI: 10.30838/J.PMHTM.2413.280323.52.945
7. I. Khan, A. O. Mostafa, M.Aljarrah, E. Essadiqi, M.Medraj Influence of Cooling Rate on Microsegregation Behavior of Magnesium Alloys. Materials. Vol. 2014, 18 pages <http://dx.doi.org/10.1155/2014/657647>.
8. B Dutta; M Rettenmayr Effect of cooling rate on the solidification behaviour of Al–Fe–Si alloys. 2000, 283(1-2), P. 218–224. doi:10.1016/s0921-5093(00)00742-5.
9. Elmer, J W. The influence of cooling rate on the microstructure of stainless steel alloys. United States: 1988. N.10 p.135–156. doi:10.2172/5678406.
10. CH. Rui, S. Yu-feng, X. Qing-yan, LIU, Bai-cheng. Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe alloy. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014. 24(6), P. 1645–1652. doi:10.1016/S1003-6326(14)63236-2
11. Tu, Y., Huang, L., Zhang, Q., Zhou, X., Jiang J. Effect of Si on the partitioning of Mn between cementite and ferrite. Materials Science and Technology. 2018. Vol 34(7). Pp. 780-785..

#### REFERENCES

1. W. Kurz,; M. Rappaz,; Trivedi R. (). Progress in modelling solidification microstructures in metals and alloys. Part II: dendrites from 2001 to 2018. International Materials Reviews, 2020. 1–47. doi:10.1080/09506608.2020.1757894.
2. W. Kurz,; M. Rappaz,; Trivedi R. Progress in modelling solidification microstructures in metals and alloys: dendrites and cells from 1700 to 2000 International Materials Reviews, 2018. P. 1743-2804. DOI: 10.1080/09506608.2018.1537090
3. Spetsyalnie sposobi lytia: Spravochnyk. / pod red. V.A. Efymova. –М.: Mashynostroenye, 1991. –436 с.
4. Myroshnychenko Y.S. Zakalka yz zhydkoho sostoianyia Moskva. Metallurhyia 1982. 168 s.
5. N. Iu. Filonenko N.Iu., O. I. Babachenko, H. A. Kononenko Vplyv vmistu Karbonu, Manganu ta Sylitsiiu na utvorennia strukturnykh skladovykh za bezperervnoho lyttia kryts. Metalofizyka ta novitni tekhnolohii. 2023. Т. 45, с. 937-948. <https://doi.org/10.15407/mfint.45.07.0873>
6. Filonenko N. Yu., Babachenko O. I., Kononenko H. A., Volchuk V. M. Vplyv khimichnoho skladu, temperatury nahrivu ta shvydkosti okholodzhennia na formuvannia strukturnykh skladovykh stalei. Metaloznavstvo ta termichna obrobka metaliv. 2023. № 1(1000). S. 52–61. DOI: 10.30838/J.PMHTM.2413.280323.52.945I.
7. Khan, A. O. Mostafa, M.Aljarrah, E. Essadiqi, M.Medraj Influence of Cooling Rate on Microsegregation Behavior of Magnesium Alloys. Materials. Vol. 2014, 18 pages <http://dx.doi.org/10.1155/2014/657647>.
8. B Dutta; M Rettenmayr Effect of cooling rate on the solidification behaviour of Al–Fe–Si alloys. 2000, 283(1-2), P. 218–224. doi:10.1016/s0921-5093(00)00742-5.
9. Elmer, J W. The influence of cooling rate on the microstructure of stainless steel alloys. United States: 1988. N.10 p.135–156. doi:10.2172/5678406.
10. CH. Rui, S. Yu-feng, X. Qing-yan, LIU, Bai-cheng. Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe alloy. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014. 24(6), P. 1645–1652. doi:10.1016/S1003-6326(14)63236-2
11. Tu, Y., Huang, L., Zhang, Q., Zhou, X., Jiang J. Effect of Si on the partitioning of Mn between cementite and ferrite. Materials Science and Technology. 2018. Vol 34(7). Pp. 780-785..

UDC 621.77.014

Кузнєцов Є. В.

## Аналіз механізму виникнення функціонального відгуку при пластичному деформуванні металів та їх сплавів

Kuznetsow E. V.

## Analysis of the mechanism for the occurrence of a functional response during plastic deformation of metals and their alloys

*Мета.* Удосконалення методу проектування технологічних операцій деформування металів та їх сплавів шляхом встановлення функціонального зв'язку між параметрами силового впливу та характеристиками природної деформаційної поведінки заготовок у процесі їх формоутворення.

*Методика.* Використано комбінований аналітичний підхід, заснований на синтезі результатів фундаментальних та прикладних досліджень у галузі фізики деформованого твердого тіла та технології обробки металів тиском, а також у суміжних галузях природознавства.

*Результати.* Показано, що характер адаптивного функціонального відгуку металів та їх сплавів на деформуючий вплив визначається величиною можливих змін термодинамічних потенціалів об'єму речовини. Найбільш сприятливий з технологічної погляду відгук виникає у разі, коли деформуючий вплив на заготовку здійснюється з урахуванням природної здатності її речовини до релаксації.

*Наукова новизна.* Описано функціональну залежність між змінами термодинамічних потенціалів об'єму металу або сплаву та його адаптивною поведінкою в процесі деформування, а також у післяопераційний період.

*Практична значущість.* Отримані результати дозволяють оптимізувати технологічні процеси обробки металів та їх сплавів тиском з урахуванням природних властивостей та особливостей поведінки кожного конкретного матеріалу у конкретних умовах виробництва.

*Ключові слова.* Метали та їх сплави, обробка тиском, механічна дія, теплове збудження, термодинамічні потенціали, термодинамічна дія, деформаційна поведінка.

*Purpose.* Perfection the method for designing technological operations of metal pressure processing by establishing a functional connection between the parameters of force action and the characteristics of the natural deformation behavior of workpieces during their shape forming process.

*Methodology.* A combined analytical approach, which is based on a synthesis of the results of fundamental and applied research in the field of physics of deformable solids, metal forming technology, as well as in related fields of natural science, is used.

*Findings.* It is shown that the nature of the adaptive functional response of metals and their alloys to deforming influence is determined by the magnitude of possible changes in the thermodynamic potentials of the disturbed volume of the substance. From a technological point of view the most favorable response occurs when the deforming influence on the workpiece is carried out taking into account the natural ability of its substance to relaxation.

*Originality.* The functional relationship between changes in the thermodynamic potentials of the volume of a metal or alloy and its adaptive behavior during the deformation process, as well as in the postoperative period, is described.

*Practical value.* The findings make it possible to optimize the technological processes of machining of metals and their alloys by pressure, taking into account the natural properties and behavioral characteristics of each concrete material under concrete production conditions.

*Keywords.* Metals and their alloys, pressure processing, mechanical action, thermal excitation, thermodynamic potentials, thermodynamic action, deformation behavior.

**Introduction.** The current level of development of production presupposes the use of flexible and cost-effective methods making it possible to produce from very different materials high-quality products that guaranteed have a given set of operating properties. Their creation requires not only clear views about the behavior of each concrete material under specific conditions, but also ensuring the possibility of obtaining a quantitative estimation of the workpiece state parameters at each stage of its shape forming in order to make, if necessary, timely appropriate amendments in the course of the technological process. A qualitatively another, higher, level of technological organization of production, based on the ability to use with the greatest efficiency the natural properties of workpieces and the peculiarities of their deformation behavior in the process of shape forming, corresponds to the implementation of such management. An integrated approach that takes into consideration the results of both become already classical and the most recent fundamental and applied researches in

the area of physics of a deformable solids, as well as in related areas of natural science is required to develop its methodology.

Analysis of literary data and problem statement. In relation to the technology of pressure treatment of metals and their alloys, methods for manufacturing products are traditionally developed based on the concepts of the classical theory of plasticity, as well as the results of modeling and analysis of often very abstract general schemes of technological operations. In this case, the main attention is focused on determining the energy-power characteristics necessary to achieve the required degree of deformation of the workpiece. The reliability of the results obtained in this way is ensured by the use of empirical correction factors, which take into account the average statistical peculiarities of the dynamics of the deformation process, typical for processing of the selected range of materials on equipment of a concrete type in concrete production conditions [1 – 4]. At the same time, a number of more complex technological problems are

not solved. Their list includes the calculation of the dynamic parameters of the workpiece heating and the associated structural changes during deformation, taking into account the anisotropy of the deformed material and the dynamics of its hardening, assessing the likely degree of post-operative warping of products in case if they are insufficiently rigid, and so on. Varied researches in the listed directions, of course, are being carried out [7 – 12], but their results are rather phenomenological in nature. Due to the absence of a methodology for establishing a functional connection between the parameters of the force influence on the workpiece and the characteristics of its natural deformation behavior during the deforming process, they are not used directly in the generally accepted practice of designing deformation operations. This significantly reduces the efficiency of technological processes for producing articles.

The purpose and object of the research is to perfect the method for designing technological operations of deforming metals and their alloys by establishing a functional connection between the parameters of force influence and the characteristics of the natural deformation behavior of workpieces in the process of their shape forming.

$$A_{ex} = \iint \vec{p} dS_c d\vec{l} = \iint \vec{p} dS_c \vec{v} dt, \quad (1)$$

where  $l_0$  and  $l$  respectively are the initial and final linear dimensions of the body in the direction of the external force action;  $\vec{p}$  is the pressure exerted by such influence on its contact surface;  $S_c$  is the area of this surface;  $\vec{v} = d\vec{l}/dt$  – the rate of changing of the linear dimension  $l$  during deformation.

According to the laws of dynamics [18] mechanical action of these forces

$$\begin{aligned} A_{ex} \Delta t &= \iiint \vec{p} dS_c d\vec{l} dt = \iint d(m_d \vec{v}) d\vec{l} = \int (m_d \int d\vec{v} + v \int dm_d) d\vec{l} = \\ &= \rho \int (V_d \int d\vec{v} + \vec{v} \int dV_d) d\vec{l} = \rho V \int (e \int d\vec{v} + \vec{v} \int de) d\vec{l}, \end{aligned} \quad (2)$$

where  $m_d = \rho V_d$  is the mass of the displaced volume of the deformable substance;  $\rho$  – its density;  $V_d = Ve$  – the displaced volume of substance;  $V$  – the volume of body;  $e = \ln(l/l_0)$  – the true degree of relative deformation when its linear dimension changes in the range from  $l_0$  to  $l$ .

This action upsets the internal balance in the deformed volume of the substance, as a result of which a field of additional internal reactive forces appears in it. According to the Le Chatelier – Brown principle [19], they will aspire to compensate for external influences, thereby preventing body deformation.

The volumetric distribution of additional internal forces  $\vec{f}_V$  may be represented as the integral sum of their distributions  $\vec{f}_S$  over the area  $S$  of all surfaces

$$\int_V \vec{f}_V dV = \int_V \frac{\partial \vec{f}_S}{\partial l} dV = \int_V \frac{\partial \vec{f}_S^n}{\partial l} dV + \int_V \frac{\partial \vec{f}_S^\tau}{\partial l} dV = \int_V \frac{\partial \vec{\sigma}}{\partial l} dV + \int_V \frac{\partial \vec{\tau}}{\partial l} dV. \quad (3)$$

Research materials and methods. An integrated approach that involves a synthesis of the results of both already became classical and the latest fundamental and applied research in the field of physics of deformable solids, metal forming technology, as well as in related fields of natural science, is proposed to use for the solution of this problem.

British scientists M. F. Ashby and R. A. Verall, studying possible combinations of plastic deformation mechanisms, came to the conclusion in 1973 that in fact metals have an almost unlimited supply of plasticity [13]. As it was shown subsequently, the possibility of its manifestation depends on the degree of development of adaptive processes of the metal's natural self-organization under conditions of exerting a deforming influence on it. In other words, it is determined by loading conditions [14 – 17].

Let a solid crystalline body, for example a metal or metal alloy, which is in a state of internal equilibrium, is subjected to a deforming influence. During its course, over a time interval  $\Delta t = t - t_0$ , external forces perform work to change the linear dimensions and shape of the body

identified in the space of the deformable volume  $V$ . In practice, it is most convenient to consider in this capacity various families of plane sections of the body. In the general case of a section oriented at an angle  $0 < \alpha < 90^\circ$  to the direction of external influence, the forces acting in its plane will be decomposed into components normal  $\vec{f}_S^n$  and tangential  $\vec{f}_S^\tau$  with respect to this section. Their specific values will determine the magnitude, respectively, of the normal  $\vec{\sigma}$  and tangential  $\vec{\tau}$  components of the mechanical stress in the considered section. Taking this into account, the resultant of the spatial system of additional internal forces arising in the volume of the solid crystalline body at its deformation,

Then, in absolute value, the work that these forces will do in a unit of volume of the body, hindering its deformation,

$$A_{in} = \int_{l_0}^l f_V dl = \int_{l_0}^l f_S \frac{dl}{l} = \int_0^\varepsilon f_S d\varepsilon = \int_0^\varepsilon f_S^n d\varepsilon + \int_0^\varepsilon f_S^\tau d\varepsilon = \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon + \int_0^\varepsilon \tau d\varepsilon = \int_0^\varepsilon f_{ij} d\varepsilon, \quad (4)$$

where  $\varepsilon = (l - l_0)/l = \Delta l/l$  is the conditional degree of relative deformation of the body in the external force direction;  $f_{ij}$  and  $\varepsilon_{ij}$  are the operators of the stress and the strain tensors respectively.

Equalities (3) and (4) show that the creation of the field of additional internal forces and, consequently, their ability to make a work are associated with the creation of a stress-strain state in the volume of the solid crystalline body. According to the energy conservation law the entrance of energy necessary for this occurs due to the work (1) done by the external forces during loading. The amount of energy  $\Delta E_{ab}$  that the substance of a body absorbs during its course is determined by the value of uncompensated

energy flow passing through the contact surface area of the body over the time interval  $\Delta t$ :

$$\Phi_{ab} = \frac{\Delta E_{ab}}{\Delta t}. \quad (5)$$

It follows from the expression (2) that the creation of this flow is a component of the action of external forces on the body. According to the first law of thermodynamics [20], the energy transported by it will be partially expended on increasing the internal energy  $U$  of the body and, ultimately, will be dissipated into the environment in the form of heat, and partially will be spent to a work (4) of additional internal forces  $f_{ij}$ . Thus, taking into account equalities (1) and (5), we obtain that the amount of energy absorbed by a body, when a deforming influence is exerted on it, is

$$\Delta E_{ab} = \int_{t_0}^t \Phi_{ab} dt = \int_{l_0}^l \int_{S_c} p dS_c dl = \int_V dU + \int_V dA_{in} = \int_V dU + \int_V \int_0^\varepsilon f_{ij} d\varepsilon_{ij} dV. \quad (6)$$

Equality (6) shows that plastic deformation is based on the mechanism of thermal excitation of substance of a solid crystalline body. It consists in inter-related changes in the thermodynamic potentials of the deformable volume. The consequences of the action of this mechanism are the heating of the body and the creation of a stress-strain state in its volume.

The ability of a substance to absorb energy and, due to this, move from one state to another is determined by the magnitude of possible changes in the system of its thermodynamic potentials: enthalpy (total heat), internal energy, Gibbs energy (Gibbs thermodynamic potential), free and bound energy. Internal energy  $U$  characterizes the energy of thermal chaotic motion and interaction of particles – atoms, ions or molecules – in the considered volume of substance. Enthalpy  $H = U + f_{ij}V$  is a measure of the amount of energy that a substance, being in a

state of equilibrium with the environment, is capable to convert into heat and work. Bound energy  $TS$  characterizes part of the internal energy that cannot be transferred to other bodies during the work performed by the substance, provided that its temperature  $T$  and entropy  $S$  are constant. Free energy  $F = U - TS$  reflects that part of the internal energy, due to the change in which the thermodynamic system of the considered volume of substance is capable to make a work against external forces in a reversible isothermal process. Finally, the Gibbs energy  $G = H - TS$  characterizes the ability of the considered volume of matter to make a work due to its internal sources, that is, due to a change in enthalpy [20].

Taking into account these concepts, it follows from the first law of thermodynamics (6) that

$$\Delta E_{ab} = \int_{l_0}^l \int_{S_c} p dS_c dl = \int_V dH = \int_V dF + \int_V d(TS) + \int_V \int_0^\varepsilon f_{ij} d\varepsilon_{ij} dV. \quad (7)$$

Equality (7) makes it possible to determine what part of the absorbed energy falls on the elastic component of deformation (the first item in its right-hand side), what part will be spent on structural changes in

the plastic domain and heating of the body (the second item), and what part will be spent on counteracting to external forces (third item).

Change of enthalpy [5, p. 77]

$$dH = dU + d(f_{ij}V) = dF + d(TS) + d(f_{ij}V) = dG + d(TS).$$

Expressing from here the value of the change in free energy and substituting the result into equality (7), we obtain a formula that allows estimating the natural deformability of a solid crystalline body in each concrete case of its loading:

$$\Delta E_{ab} = \int_{l_0}^l \int_{S_c} p dS_c dl = \int_V d(TS) + \int_V dG - \int_V \int_0^\varepsilon f_{ij} d\varepsilon_{ij} dV. \quad (8)$$

According to the equality (8), it is determined by the value of the Gibbs energy of the perturbed volume of substance. Knowledge of this quantity allows us to predict whether the body will behave as low-plastic, plastic or short with the chosen deformation method. The corresponding conclusion is easiest to do by analyzing the relationship between the change in the Gibbs energy  $dG$  of the substance deformable volume  $V$  and the work  $f_{ij}d\varepsilon_{ij}dV$  that additional internal forces will do in it, hampering its deformation. If  $dG > f_{ij}d\varepsilon_{ij}dV$ , the body will behave like plastic, when  $dG \approx f_{ij}d\varepsilon_{ij}dV$ , its behavior will be low-plastic, and if  $dG < f_{ij}d\varepsilon_{ij}dV$ , the body turns out to be brittle.

Equalities (6), (7) and (8) are different ways to write the synergistic management function that, based on the thermodynamics laws, describes the process of forced adaptation of a solid crystalline body by exerting a deforming influence on it. Considering the loading conditions, they allow us to evaluate the real efficiency of the external action (2) performed on the body and, depending on the choice of integration limits, to explain the features of the deformation behavior of the processed material at its micro-, meso- or macroscopic structural levels.

The discussion of the results. Traditionally, most of the existing machining methods suppose the rendering of a force influence, which, if we don't take into account the own dynamics of the technological system machine – device – tool – workpiece and the effects of dynamic instability arising from loading and unloading, is constant. Such influence breaks the natural course of the plastic flow of metals and their alloys. As a result, a vortex dissipative structure, which gives the plastic flow the character of an unstable or, more precisely, non-stationary process, appears in the deformed volume. Exactly it is responsible for the development of the parabolic stage of strain hardening. Another consequence of such contravention is the energetic supersaturation of the deformed volume. It is reflecting in the intense heating of the workpiece and the appearance of big residual stresses in its volume. Their relaxation causes post-operative deformation of the product and, in the case of strong energy supersaturation, can lead to its fracture. The same phenomena are typical for plastic deformation by impact or explosion, when the workpiece is exposed to the influence of strong dynamic loads.

The regularity of intense heating and quick strain hardening of metals and their alloys under constant force influence or dynamic loading can be explained, if we consider the difference  $dG - f_{ij}d\varepsilon_{ij}dV$  on the right-hand side of equality (8) as a quantity that

determines the kinetic energy and, consequently, the intensity of plastic flow. Since the possibility of changing the value of the Gibbs energy, that characterizes the natural ability of a solid body to deform, is restricted to some limiting value, which depends on the physical nature and properties of the crystalline substance under the considering conditions, it follows from equality (8) that all excessive energy absorbed by the body under loading will be spent on changing the bound energy of the deformable volume and on execution of the work (4) against external forces. The bound energy  $TS$  is also finite and also depends on the physical nature and properties of the body. It can change both at the expense of a change in body temperature  $T$  and at the expense of a change in the degree of statistical disorder, that is entropy  $S$  of its crystalline structure. In accordance with the thermodynamics laws [20], provided constancy the aggregation state and preservation of the deformable volume integrity, the possibility of changing its entropy during heating or cooling are limited by the specific heat capacity of the substance:

$$c = \frac{T}{m} \frac{\partial S}{\partial T},$$

where  $m$  is the mass of the workpiece body.

According to the Dulong and Petit law the heat capacity of metals and their alloys remains practically constant at temperatures typical for most technological operations of the machining. It follows hence that the main part of the change in the bound energy of the deformed volume will occur due to the change of its entropy during the process of adaptive reorganization of the crystal structure [25]. This conclusion is true not only for the case of plastic deformation, but also for heat treatment. The structure change is accompanied by an increase in the potential energy of intracrystalline interaction [26]. Accordingly, the work (4), which additional internal forces make, counteracting deformation, also increases. As can be seen from equality (8), provided that the integrity of the deformable volume is preserved, its value  $f_{ij}d\varepsilon_{ij}dV$  can increase only due to a decrease in the difference  $dG - f_{ij}d\varepsilon_{ij}dV$ , that is due to a decrease in the intensity of plastic flow. In combination with the conditions of deformation, the interrelation of these factors determines the appearance on the hardening curve of a section with a parabolic dependence of the deformation resistance (true stresses) on the degree of deformation. As the degree of energy supersaturation increases, the parabola coefficient is changed. In accordance with the J. F. Bell's theory on the quantization of the parabolic response function during finite plastic deformations [27], the rate of this process depends on the physical properties of the deformable

solid body, the type and state of its crystalline structure, as well as on the amount of the energy flux (5) absorbed by the body per unit time, that is from the loading dynamics (2).

According to the energy conservation law the change in the difference  $dG - f_{ij}d\varepsilon_{ij}dV$  deter-

$$A_{in} \Delta t = \int_{t_0}^t \int_V dG dt - \int_{t_0}^t \int_V \int_0^\varepsilon f_{ij} d\varepsilon_{ij} dV dt. \quad (9)$$

Taking this concept into account, it follows from equalities (2) and (8) that the mechanical action of external forces

$$A_{ex} \Delta t = \int_{t_0}^t \int_{l_0}^l \int_{S_c} p dS_c dl dt = S \int_{t_0}^t \int_V dT dt + T \int_{t_0}^t \int_V dS dt + \int_{t_0}^t \int_V dA_{in} dt. \quad (10)$$

Equality (10) is another form of writing the synergistic management function of the plastic deformation process. Using this equation, we can show that an internal residual action occurs in the volume of the

$$A_{in}^r \Delta \tau = \int_{\Delta \tau} \int_V dA_{in}^r dt = \int_{\Delta \tau} \int_V dG dt - \int_{\Delta \tau} \int_V \int_0^\varepsilon f_{ij} d\varepsilon_{ij} dV dt = -S \int_{\Delta \tau} \int_V dT dt - T \int_{\Delta \tau} \int_V dS dt, \quad (11)$$

where  $\Delta \tau$  is the time of disturbance relaxation.

By analogy with external mechanical action (2), its synergistic development causes the occurrence of postoperative deformation, the magnitude of which

$$A_{in}^r \Delta \tau = \rho V \int (e_r \int dv + v \int de_r) dl_r = -S \int_{\Delta \tau} \int_V dT dt - T \int_{\Delta \tau} \int_V dS dt. \quad (12)$$

Equalities (11) and (12) describe a particular case of a spontaneous adaptive response that arises in the disturbed volume of a solid crystalline body. A similar response arises in the process of external influence too. Analysis of the relationship between equalities (10) – (12) shows that its natural development takes place if this influence is carried out taking into account the ability of the workpiece substance to relaxation.

The outlined analysis is applicable not only to the case of machining of structural materials, primarily metals and their alloys, but also to other types of technological influence. Among them, various cases of combined action carried out with the aim of additional activation of the workpiece material have the special interest. These include heating, ultrasonic influence, electrical impulse stimulation, etc. In accordance with the Boltzmann's time-temperature superposition principle [28], their usage makes it possible to reduce the value of the applied load or, if its value is unaltered, to achieve a greater degree of one-time deformation. However, at the same time, the problem

mines the amount of the total, mechanical and thermodynamic, internal action that does in the volume of a deformable solid body during a time interval

$$\Delta t = t - t_0:$$

workpiece after the cessation of loading. It occurs in the process of relaxation due to a decrease in the thermodynamic potentials of the disturbed substance:

depends on the degree of thermal excitation of the workpiece substance, that is, on the amount of energy (5) absorbed by the workpiece during the disturbance process:

of internal action remains. In the case of strong energetic supersaturation, it can lead to destruction of the workpiece during its machining or in the postoperative period.

The author expresses deep gratitude to Prof. L. V. Kamkina for recommendations told during the preparation of the article for publication.

Conclusions:

The process of plastic deformation of solid crystalline bodies is based on the mechanism of thermal excitation of the substance. It consists in interrelated changes in the thermodynamic potentials of the deformed volume.

The magnitude of such changes determines the behavior of a solid crystalline body, for example metal or metallic alloy, during its machining, as well as in the postoperative period.

For the technological point of view, the most favorable behavior of machining material arises when the external influence on the workpiece is taking into account its natural ability to relaxation.

## REFERENCES

1. Flexible Metal Forming Technologies. Principles, Process and Equipment. / Guo X. (Ed.) – Singapore: Springer Nature Singapore Pte Ltd., 2022. – 417 p. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-981-19-1348-8>.
2. Fu M. W. Design and Development of Metal-Forming Processes and Products Aided by Finite Element Simulation. – Cham: Springer International Publishing AG, 2017. – 246 p. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-319-46464-0>.

3. Wang Z. R., Hu W., Yuan S. J., Wang X. Engineering Plasticity. Theory and Applications in Metal Forming. – Boston: John Wiley & Sons, Ltd., 2018. – 520 p.
4. Cao J., Banu M. Opportunities and Challenges in Metal Forming for Lightweighting: Review and Future Work // Manufacturing Science and Engineering. – 2020. – Vol. 142, Iss. 11, Article number 110813.  
DOI: <https://doi.org/10.1115/1.4047732> .
5. Dixit P. M., Dixit U. S. Modeling of Metal Forming Processes. – London: Springer – Verlag, 2008. – 590 p.  
DOI: <https://doi.org/10.1007/978-1-84800-189-3> .
6. Liewald M., Bergs Th., Groche P. et al. Perspectives on data-driven models and its potentials in metal forming and blanking technologies // Production Engineering. – 2022. – Vol. 16. – P. 607 – 625.  
DOI: <https://doi.org/10.1007/s11740-022-01115-0> .
7. Naderi M. On the Evidence of Thermodynamic Self-Organization during Fatigue: A Review // Entropy. – 2020. – Vol. 22, Iss. 3. – P. 18 – 50.  
DOI: <https://doi.org/10.3390/e22030372> .
8. Eghbali M. Sh. Gh. B. Strain hardening behavior, strain rate sensitivity and hot deformation maps of AISI 321 austenitic stainless steel // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. – 2021. – Vol. 28, Iss. 11. – P. 1799 – 1810.  
DOI: <https://dx.doi.org/10.1007/s12613-020-2163-4> .
9. Scharifi E., Nietsch J. A., Quadfasel A. et al. Effect of Thermo-Mechanically Activated Precipitation on the Hot Deformation Behavior of High Strength Aluminum Alloy AA7075 // Metals. – 2022. –Vol. 12, Iss. 10. – P. 58 – 72.  
DOI: <https://doi.org/10.3390/met12101609> .
10. Neto D. M., Borges M. F., Sérgio E. R., Antunes F. V. Effect of Residual Stresses on Fatigue Crack Growth: A Numerical Study Based on Cumulative Plastic Strain at the Crack Tip // Materials. – 2022. – Vol 15, Iss. 6. – P. 100 – 116.  
DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15062156> .
11. Suris J. A., Yurgel Ch. Ch., de Sousa R. A. Influence of the Grain-Flow Orientation after Hot Forging Process Evaluated through Rotation Flexing Fatigue Test // Metals. – 2023. –Vol. 13 (2), Iss. 187. – P. 68 – 86.  
DOI: <https://doi.org/10.3390/met13020187> .
12. Liu C., Guo Sh., Liang Sh et al. Constitutive description of work hardening and dynamic softening behavior under variable deformation states // Journal of Materials Processing Technology. – 2023. – Vol. 322, Article Number 118188.  
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.118188> .
13. Ashby M. F., Verall R. A. Diffusion-accommodated flow and superplasticity // Acta Metallurgica. – 1973. – Vol. 21, Iss. 2. – P. 149 – 163.  
DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(73\)90057-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(73)90057-6) .
14. Gil Selivano J. Dynamic Steady State by Unlimited Unidirectional Plastic Deformation of Crystalline Materials Deforming by Dislocation Glide at Low to Moderate Temperatures // Metals. – 2020. –Vol. 10, Iss. 10. – P. 5 – 27.  
DOI: <https://doi.org/10.3390/met10010066> . (Scopus, Web of Science)
15. Lea L., Brown L., Jardine A. Time limited Self-Organized Criticality in the High Rate Deformation of Face Centred Cubic Metals // Communication Materials. – 2020. – Vol. 1, Iss. 93, Article number 93.  
DOI: <https://doi.org/10.1038/s43246-020-00090-2> .
16. Yan N., Li Z., Xu Y., Meyers M. A. Shear Localization in metallic materials at high strain rates // Progress in Material Science. – 2021. – Vol. 119. – P. 142 – 328.  
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100755> .
17. Kiv A., Bryukhanov, Soloviev V. et al. Complex Network Methods for Plastic Deformation Dynamics in Metals // Dynamics. – 2023. – Vol. 3, Iss. 1. – P. 34 – 59. DOI: <https://doi.org/10.3390/dynamics3010004> .
18. Urone P. P., Hinrichs R. Physics. – Houston, Texas: OpenStax, 2020. – 848 p.
19. Evans D. J., Searles D. J., Mittag E. Fluctuation Theorem for Hamiltonian Systems: Le Chatelier's Principle // Physical Review E. – 2001. – Vol. 63, Iss.5. – p. 051105/1 – 051105/4.  
DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevE.63.051105> .
20. Ansermet J.-Ph., Brechet S. D. Principles of Thermodynamics. – Cambridge: Cambridge University Press, 2019. – 542 p.  
DOI: <https://doi.org/10.1017/9781108620932> .
21. Yoshida S., Siahaan B., Pardede H. et al. Observation of Plastic Deformation Wave in a Tensile-Loaded Aluminum-Alloy // Physics Letters A. – 1999. – No 251. – P. 54 – 60.

22. Yoshida S. Comprehensive Description of Deformation of Solids as Wave Dynamics // Mathematics and Mechanics of Complex Systems. – 2015. – Vol. 3, Iss. 3. – P. 243 – 272.  
DOI: <https://doi.org/10.2140/memocs.2015.3.243> .
23. Yoshida S., Sasaki T. Deformation Wave Theory and Application to Optical Interferometry // Materials. – 2020. –Vol. 15, Iss. 6. – P. 7 – 26.  
DOI: <https://doi.org/10.3390/ma13061363> .
24. Sun M., Xiang Ya., Shen W. Evaluation of Plastic Deformation Considering the Phase-Mismatching Phenomenon of Nonlinear Lamb Wave Mixing // Materials. – 2023. –Vol. 16, Iss. 5. – P. 360 – 377.  
DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16052039> .
25. Evans D. J., Rondoni L. Comments on the Entropy of Nonequilibrium Steady States // Journal of Statistical Physics. – 2002. – Vol. 109, Iss. 3 – 4. – p. 895 – 920.  
DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1020435219996> .
26. Haken H. Advanced Synergetics. Instabilities of Self-Organizing Systems and Devices. – Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag; Springer series in Synergetics, 2012. – 371 p.
27. Bell J. F. Mechanics of Solids // Encyclopedia of Physics. Truesdell C. (Ed.) – Vol. VIa/1. – Berlin: Springer-Verlag, 1973. – 813 p.
28. Gallegos C., Boza F. J. M. Linear Viscoelasticity // Rheology. C. Gallegos (Ed.). – Vol. 1. – 2010. – p. 120 – 143.

УДК 669 : 436

Ігнат'єв В.С., Колбін М.О., Головачов А.М., Ярошенко Я.О.

## Особливості технології вакуумтермічного отримання літію

### Volodymyr Ihnatiev, Mikola Kolbin, Artem Holovachov, Yaroslav Yaroshenko

## Features of vacuum-thermal production of lithium

**Мета.** Аналіз практичних та літературних даних досліджень технології вакуумтермічного отримання літію з його оксиду.

**Методика досліджень.** Обробка літературних даних та проведення власних лабораторних експериментів.

**Результати.** Встановлено оптимальні параметри та розроблено технологічну схему вакуумтермічного отримання літію.

**Наукова новизна.** Досліджено кінетику відновлення оксиду літію кремнієм та алюмінієм у вакуумі.

**Практична цінність.** Розроблено технологію вакуумтермічного відновлення літію з його оксиду замість прийнятої технології електролізу хлориду літію.

В лабораторних умовах проведено дослідження вакуумтермічного способу отримання металевго літію, за снованого на відновленні оксиду літію кремнієм і алюмінієм при нагріванні у вакуумі. Виконано термодинамічний аналіз процесу і його кінетику. Встановлено, що в якості відновника можливо використовувати порошок 75 %-вого феросиліцію й первинного та вторинного алюмінію, в якості флюсу – порошок вапна. Процес здійснюється на брикетованій шихті у вакуумній реторі, що нагрівається газом. Сировиною для одержання літію слугують оксид літію, який отримують шляхом термічного розкладу карбонату літію.

Проведено аналіз технологічних схем вакуумтермічного способу отримання металевго літію силіко- і алюмотермічним процесом. Показано, що відновлення алюмінієм забезпечує більшу продуктивність і більш високе вилучення літію.

Вакуумтермічне отримання літію має такі переваги перед електролізом: використання як сировини більш дешевої сполуки літію – оксиду  $\text{Li}_2\text{O}$  у складі вітчизняних літійових руд; більш високу продуктивність процесу; застосування як відновників та флюсів не дефіцитних матеріалів вітчизняного виробництва; відсутність екологічних проблем із хлором.

**Ключові слова:** літій, оксид, карбонат, силікотермія, алюмотермія, технологія.

**Purpose.** Analysis of own and literary data on the technology of vacuum-thermal production of lithium from its salts.

**Methodology.** Processing of literary data and conducting own laboratory experiments.

**Results.** Optimal parameters have been established, and a technological scheme for vacuum-thermal production of lithium has been developed.

**Scientific novelty.** The kinetics of the reduction of lithium oxide by silicon and aluminum in a vacuum has been studied.

**Practical value.** A technology for vacuum-thermal reduction of lithium from its salts has been developed to replace the accepted technology of electrolysis of lithium chloride.

Research was conducted in laboratory conditions on the vacuum-thermal method of obtaining metallic lithium, based on the reduction of lithium oxide with silicon and aluminum during heating in a vacuum. A thermodynamic analysis of the process and its kinetics was performed. It was established that it is possible to use powder of 75% ferrosilicon and primary and secondary aluminum as a reducing agent, and lime powder as a flux. The process is carried out on a briquetted charge in a gas-heated vacuum retort. The raw material for obtaining lithium is lithium oxide, which is obtained by thermal decomposition of lithium carbonate.

An analysis of the technological schemes of the vacuum-thermal method of obtaining metal lithium by the silico- and aluminothermic process was carried out. Aluminum recovery has been shown to provide higher productivity and higher lithium recovery.

Vacuum thermal production of lithium has the following advantages over electrolysis: the use of a cheaper lithium compound -  $\text{Li}_2\text{O}$  oxide as a raw material in domestic lithium ores; higher productivity of the process; use of non-deficient materials of domestic production as reducing agents and fluxes; no environmental problems with chlorine.

**Key words:** lithium, oxide, carbonate, silicothermy, aluminothermy, technology.

**Вступ.** Літій - хімічний елемент із символом Li та атомним номером 3. Це м'який сріблясто-білий метал, який належить до групи лужних металів. Літій має найвищу питому теплоємність з усіх твердих елементів і є найлегшим металом.

Літій використовується в різноманітних сферах застосування, зокрема в акумуляторах, кераміці, мастильних матеріалах і фармацевтичних препаратах, у виробництві кераміки та скла. Оксид і алюмінат літію використовують як флюси для зниження температури плавлення кераміки і скла. Найпоширенішим використанням літію є акумуляторні батареї.

Вакуумтермічний спосіб отримання металів за сновано на реакції відновлення металу з його сполуки іншими металами, активнішими, при нагріван-

ні. У загальному вигляді ця реакція описується рівнянням:



де - Me метал, що відновлюється, Me' - метал відновник, X - іони кисню і галогенів (Cl, F).

Характерною особливістю вакуумтермічного отримання металів є виділення металу, що відновлюється, у вигляді пара, у той час як всі інші компоненти реакції залишаються в конденсованому стані. Це дозволяє легко розділити продукти реакції шляхом випаровування із зони реакції відновленого металу і конденсації його пара в охолоджуваній зоні печі.

Вакуумтермічний процес був запропонований ще в минулому столітті і застосовується з того часу в промисловому масштабі для виробництва магнію, кальцію та інших легких металів [1]. Перевагами цього процесу є простота технологічної та апаратурної схеми виробництва, можливість застосування дешевих видів сировини та відновників. Процес отримання металів вакуумтермічним способом включає наступні операції: подрібнення і змішування суміші вихідної сировини і відновника, брикетування шихти, відновлення металу в шихті при нагріванні у вакуумі в реторті, конденсація парів металу в конденсаторі, який охолоджується.

**Постановка проблеми.** Метою цієї роботи є аналіз практичних досліджень та літературних даних, що стосуються вакуумтермічного процесу отримання літію з його оксиду. Проведені раніше лабораторні дослідження цього процесу [2, 3] показали, що термодинамічно він можливий, але апаратурна технологія складна і тому на практиці не застосовувалася.

В даний час промисловим способом одержання металевого літію є електролітичний, заснований на електролітичному розкладі розплавленого хлориду літію [4]. В якості електроліту використовують евтектичну суміш LiCl – KCl (1:1) при температурі 450-460 °C. Основні електрохімічні реакції електролізу літію:  $Li^+ + e^- \rightarrow Li_p$  (катод),  $2Cl^- - 2e^- \rightarrow Cl_{2газ}$  (анод). Електроліз здійснюється у діафрагмовому електролізері, в якому порожній циліндричний сталевий катод оточує графітовий анод. Рідкий літій, що утворюється на катоді, підіймається на поверхню електроліту і накопичується в чавунному збірнику, звідки його періодично вилучають сітчастим черпаком.

Продуктивність електролізера по літію становить 100-200 кг/добу, витрата електроенергії на електроліз - 28 кВт·год/кг літію, а вихід літію за струмом 85 %. Електролітичний літій зазвичай містить 97-98 % Li, 0,8-1 % Na, 0,2-0,3 % K.

Електролітичний спосіб отримання літію вимагає застосування як вихідної сировини найдорожчої солі літію - його хлориду; дуже високої питомої витрати електроенергії на електроліз. Отриманий метал забруднений домішками і потребує додаткового рафінування. Тому останнім часом є перспективним інший спосіб виробництва металевого літію - вакуумтермічний.

Цей метод досліджувався в лабораторії кафедри електрометалургії НМетАУ (нині УДУНТ). Основні результати цих досліджень викладено у цій статті.

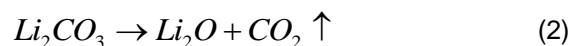
**Сировина для отримання літію.** У природі літій концентрується в пегматитових рудах, що містять мінерали літію (сподумен, лепідоліт, петаліт та ін.) і їх видобувають у рудниках і шахтах. Найбільше промислове значення має мінерал «сподумен» - алюмосилікат літію з формулою  $Li_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 4SiO_2$  або  $(LiAl[Si_2O_6])$ . Сподуменові руди містять до 1-2 %  $Li_2O$  і потребують збагачення.

Для збагачення сподуменових руд застосовують три процеси: термічний (декриптацію), флотацію та гравітацію у важких суспензіях [7]. Отриманий концентрат містить до 7%  $Li_2O$  і піддається хіміко-металургійній обробці з метою переведення літію з мінералу сподумену в хлорид літію кислотним способом. Цей спосіб засновано на розкладанні концентрату літію сірчаною кислотою з отриманням в розчині сульфату  $Li_2SO_4$  і подальшим осадженням карбонату  $Li_2CO_3$  за допомогою соди. Карбонат літію є вихідним матеріалом для отримання хлориду LiCl при обробці соляною кислотою. Потім з хлориду електролізом одержують металевий літій.

За розвіданими запасами руд літію – Україна займає 3-є місце в Європі. Промислове значення мають пегматитові українські руди Шевченківського та Полохівського родовищ, що містять у середньому 1,1-1,5 % Li. Видобуток руд цих родовищ ще не розпочато, але вони мають стратегічне значення для майбутніх підприємств літієвої промисловості України.

Електролітичний спосіб отримання літію, що застосовуються у світовій практиці, має серйозні недоліки, головним з яких є використання в якості вихідної сировини дорогого хлориду літію. З економічної точки зору доцільним є використання для отримання металевого літію спеціально одержуваного з'єднання цього металу, дешевшого, ніж хлорид. Такою сполукою є оксид літію  $Li_2O$ , що отримується шляхом термічного розкладу карбонату літію  $Li_2CO_3$ . Оксид літію плавиться при 1700 °C і випаровується при температурі вище 1000 °C, його щільність дорівнює 2,01 г/см<sup>3</sup>.

Термічне розкладання (дисоціація) карбонату літію описується реакцією:



Цей процес починається на повітрі (при 1 атм) при 600 °C і закінчується при 850 °C. У вакуумі (не більше 1 мм рт. ст.) дисоціація  $Li_2CO_3$  здійснюється швидше і за більш низьких температур. Розплавлення карбонату (при 782 °C) ускладнює виділення вуглекислого газу. Щоб запобігти плавленню карбонату до нього додають вапно в молярному співвідношенні  $Li_2CO_3/CaO = 1:1$ . Присутність у суміші з карбонатом флюсів CaO,  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$  інтенсифікує процес розкладу карбонату. Найбільша швидкість розкладу в присутності  $SiO_2$  спостерігається при 780-800 °C, з  $Li_2CO_3/SiO_2 = 2,0$ , у присутності  $Al_2O_3$  - при 900 °C, з  $Li_2CO_3/Al_2O_3 = 1,0$ , у присутності  $Al_2O_3$  дисоціація карбонату йде з меншою швидкістю, ніж за наявності  $SiO_2$ .

Вакуумтермічним методом літій можна отримати не тільки з оксиду ( $Li_2O$ ), але і з алюмінату ( $Li_2O \cdot Al_2O_3$ ).

**Теорія та технологія вакуумтермічного отримання літію.** Вакуумтермічний процес має два різновиди: силіко- і алюмінотермічний. В силікотермічному процесі відновником служить крем-



дослідах у таких межах: температура нагрівання реторти 900-1300 °С, залишковий тиск в реторті 0,01-1 мм рт. ст., тривалість ізотермічної витримки шихти в реторті 1-3 год. Повноту процесу відновлення літію (вихід металевого літію) визначали за

масою та хімічним складом продукту, отриманого в реторті. Тривалість і продуктивність процесу визначали за максимальною масою одержуваного літію в конденсаторі.

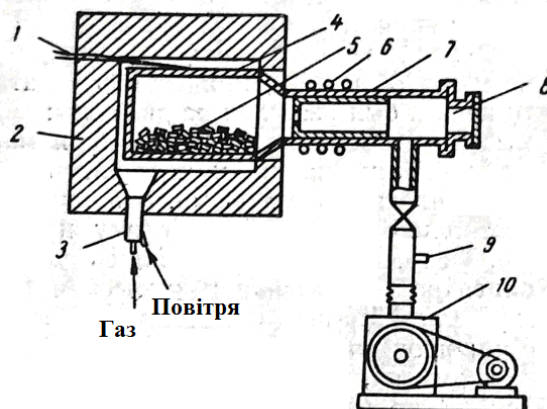


Рисунок 1. Схема лабораторної установки для одержання літію вакуумтермічним способом.

1 – термопара; 2 – нагрівальна піч; 3 – газовий пальник;

4 - реторта з жаростійкої сталі; 5 – брикетована шихта; 6 – змійовик водяного охолодження; 7 – конденсатор; 8 – оглядове вікно;

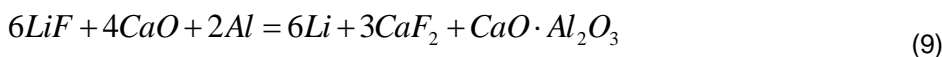
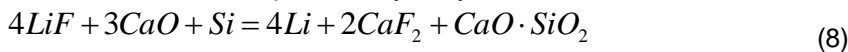
9 – патрубок для приєднання вакуумметра;

10 – механічний вакуумний насос.

**Результати дослідження.** Перед основною програмою досліджень, присвячених вакуумтермічному відновленню оксиду літію, були проведені попередні дослідження щодо відновлення інших солей літію (хлориду і фториду). Встановлено, що відновлення хлориду LiCl кремнієм та алюмінієм практично неможливе через велику летучість хло-

риду та летучих сполук SiCl<sub>4</sub> і AlF<sub>3</sub>. Фторид літію LiF має меншу летучість, ніж хлорид, і вилучення літію не перевищує 50 %.

Відновлення LiF проводили у присутності вапна за реакціями:



Вапно додавали в шихту, щоб зв'язати фтор у сполуку CaF<sub>2</sub> і перешкодити утворенню летучих фтори дів SiF<sub>4</sub> і AlF<sub>3</sub>. Відновлення LiF кремнієм при 1100 °С і залишковому тиску 1 мм рт. ст. забезпечило вилучення літію лише на 25%. При відновленні LiF алюмінієм за тих самих умов вилучення літію зросло до 45-50 %. В обох випадках конденсат літію було забруднено сіллю, що не прореагувала. Враховуючи високу вартість LiCl і LiF їх не

можна рекомендувати як сировину при вакуумтермічному одержанні літію.

Основна програма досліджень включала лабораторні досліди щодо відновлення оксиду літію кремнієм та алюмінієм вакуумтермічним способом. Порівняння показників вакуумтермічного та електролітичного одержання літію представлено в табл. 1.

Таблиця 1. Порівняння технологічних показників вакуумтермічного та електролітичного отримання металевого літію

Параметри та показники процесу	Вакуумтермічний процес		Електролітичний процес
	Силікотермічний	Алюмінотермічний	
Початкова сировина	Оксид літію - Li <sub>2</sub> O	Оксид літію - Li <sub>2</sub> O у складі алюмінату	Хлорид літію - LiCl
Відновник	Феросиліцій (75% Si)	Al - порошок (98-99% Al)	Постійний струм
Тип печі	Вакуумна ретортна	Вакуумна ретортна	Електролізер
Джерело тепла	Газова горілка	Газова горілка	Джоулеве тепло
Компоненти шихти та	Li <sub>2</sub> O + Si + CaO = 1:1:4	Li <sub>2</sub> O · Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Al = 3:4	LiCl + KCl = 1:1

їх співвідношення			
Вид шихти	Брикети	Брикети	Порошок
Температура, °С	1200	1100	400-460
Залишковий тиск, мм рт. ст.	≤ 0,1	0,1-0,5	760
Тривалість процесу, година	2-3	1-2	6
Вилучення літію, %	88-90	92-94	85
Вміст домішок, %	≤ 0,01 Si, Ca	≤ 0,04 Al, Si	0,8-1 Na, 0,2-0,3 K
Продуктивність процесу, кг/год	6,0	7,1	4,2

З даних табл. 1 виходить, що силікотермічний процес порівняно з алюмінотермічним вимагає більш високу температуру (на 100 °С більше) і менший залишковий тиск (не більше 0,1 мм рт. ст.). Однак алюмінотермічний процес забезпечує меншу тривалість процесу, вище вилучення літію і вищу продуктивність.

У порівнянні з електролітичним способом вакуумтермічний процес відрізняється дешевшою сировиною, більшим вилученням літію, більш високою продуктивністю.

Отримані результати дають змогу обґрунтовано зробити вибір технології виробництва літію для майбутніх підприємств літійової промисловості України. Вакуумтермічне отримання літію має такі переваги перед електролізом:

- використання як сировини дешевої сполуки літію - оксиду  $\text{Li}_2\text{O}$  у складі вітчизняних літійових руд;
- більш висока продуктивність процесу;
- застосування як відновників та флюсів не дорогих матеріалів вітчизняного виробництва;
- відсутність екологічних проблем із хлором.

Рафінування вакуумтермічного літію можливе шляхом дистиляції у вакуумі. Дистиляційні установки виготовляють із металів, які не взаємодіють із літієм (залізо, титан, молібден).

Спочатку при 450 °С відганяють домішки кремнію, кальцію, калію та натрію. Потім при 650-800 °С відганяють літій під тиском  $\approx 10^{-5}$  мм рт. ст. При охолодженні пару літію до 300-420 °С в конденсат переходить 85-90 % літію, вміст домішок в ньому не перевищує  $10^{-3}$  %.

#### Висновки:

Літій – легкий рідкісний кольоровий метал, що використовується в даний час для виробництва

іонних літійових акумуляторів для комп'ютерної техніки та тягових батарей для електротранспорту, у виробництві кераміки та скла.

За розвіданими запасами літійових руд Україна посідає 3-є місце в Європі – 0,5 – 5 млн. тонн.

У світовій практиці металевий літій отримують електролізом розплавленого хлориду літію  $\text{LiCl}$  – найдорожчої солі літію. До того ж дуже висока питома витрата електроенергії на електроліз, а метал, що отримують, потребує додаткового рафінування.

Простішим і дешевим способом отримання металевого літію є вакуумтермічний, заснований на відновленні оксиду літію кремнієм та алюмінієм при нагріванні у вакуумі. Як відновник використовують подрібнений 75% феросиліцій і порошок первинного та вторинного алюмінію. Сировиною для одержання літію служить оксид літію, що отримують шляхом термічного розкладу карбонату літію  $\text{Li}_2\text{CO}_3$ . Як флюс застосовують порошок вапна. Процес здійснюють на брикетованій шихті у вакуумній реторті, що нагрівається газом.

У лабораторних умовах проведено порівняльне дослідження відновлення оксиду літію кремнієм та алюмінієм вакуумтермічним методом. Встановлено, що відновлення кремнієм порівняно з алюмінієм вимагає вищу температуру (1200 °С) і менший залишковий тиск (не більше 0,1 мм рт. ст.). Однак алюміній забезпечує меншу тривалість відновлення, більшу продуктивність і більш чистий метал.

Отримані дані здебільшого узгоджуються з результатами літературних досліджень та дозволяють зробити обґрунтований вибір технології виробництва літію для майбутніх підприємств літійової промисловості України.

#### Бібліографічний опис

1. Основы металлургии. Т.3. Легкие металлы / отв. ред. А.И. Беляев, Н.С. Грейвер – М.: Госуд. науч. техн. изд-во литературы по черной и цветной металлургии, 1963 – 510 с.
2. А.Ю. Тайц, В.И. Роз, В.М. Чельцов, труды ВАМИ, 1960, с. 45
3. Литий, его химия и технология / Остроушко Ю.И., Бучихин П.И., Алексеева В.В. - М.: Атомиздат, 1960 – 137 с.
4. А.Н. Зеликман, Б.Г. Коршунов. Металлургия редких металлов изд. 2-е – М.: Металлургия, 1991, с. 325-342
5. Энциклопедический словарь по металлургии. Справочное издание в 2-х т. – М.: Интермет. Инженеринг, 2000 – 158 с.
6. Тарасов А.В. Производство цветных металлов и сплавов. Справочник в 3-х т. – том 2 Производство легких, редких цветных и драгоценных металлов – М.: ИКЦ. Академкнига, 2007 – 516 с.

7. Пожуєв В.И., Іващенко В.У., Червоний І.Ф. Металургія кольорових металів. Підручник – ч.1 Сировинні ресурси і виробництво – ЗГІА, Запоріжжя, 2007 – 351 с.
8. И.Ф. Червоний, В.Н. Бредихин, В.П. Грицай, В.С. Игнатъев и др. Цветная металлургия Украины, т.1, ч.1, монография – Запорожье: ЗГІА, 2014 – 385 с.

#### Reference

1. Osnovyi metallurgii. T.3. Legkie metallyi / otv. red. A.I. Belyaev, N.S. Greyver – M.: Gosud. nauch. tehn. izd-vo literaturyi po chernoy i tsvetnoy metallurgii, 1963 – 510 s.
2. A.Yu. Tayts, V.I. Roz , V.M. Cheltsov, trudyi VAMI , 1960, s. 45
3. Lityi, ego himiya i tehnologiya / Ostroushko Yu.I., Buchihin P.I., Alekseeva V.V. - M.: Atomizdat , 1960 – 137 s.
4. A.N. Zelikman, B.G. Korshunov. Metallurgiya redkih metallov izd. 2-e – M.: Metallurgiya, 1991, s. 325-342
5. Entsiklopedicheskiy slovar po metallurgii. Spravochnoe izdanie v 2-h t. – M.: Intermet. Inzhenering, 2000 – 158 s.
6. Tarasov A.V. Proizvodstvo tsvetnyih metallov i splavov. Spravochnik v 3-h t. – tom 2 Proizvodstvo legkih, redkih tsvetnyih i dragotsennyih metallov – M.: IKTs. Akademkniga, 2007 – 516 s.
7. PozhuEv V.I., Ivaschenko V.U., Chervoniy I.F. Metalurgiya kolorovih metallv. Pidruchnik – ch.1 Sirovinnl resursi I virobnitstvo – ZGIA, Zaporlzhzhya, 2007 – 351 s.
8. I.F. Chervonyiy, V.N. Bredihin, V.P. Gritsay, V.S Ignatev i dr. Tsvetnaya metallurgiya Ukrainyi, t.1, ch.1, monografiya – Zaporozhe: ZGIA, 2014 – 385 s.

УДК 669.187.56.001.1

Протоковілов І.В., Порохонько В.Б.  
Дослідження процесів твердіння 205-тонного ковальського зливка на холодній фізичній моделі

Protokovilov I.V., Porokhonko V.B.  
Study of the solidification processes of 205-ton forge ingot on a cold physical model

**Мета.** Визначення впливу параметрів електрошлакового обігріву (ЕШО) і підживлення прибуткової частини зливка різної геометрії на процес твердіння у виливниці 205-тонного сталевого ковальського зливка і розвитку у ньому дефектів усадкового походження.

**Методика.** Дослідження проводили шляхом фізичного моделювання на холодній прозорій моделі яка імітує позадвожній переріз зливка. Модель виконана у масштабі 1:15 з дотриманням геометричної подібності до натурального об'єкту та з урахуванням критеріїв подібності, які характеризують основні теплофізичні процеси при моделюванні та в реальних умовах. Експерименти проводили при традиційній схемі твердіння зливка в виливниці, а також з використанням різної геометрії прибуткової частини зливка і застосуванням ЕШО та підживлення.

**Наукова новизна.** Застосування ЕШО призводить до перерозподілу горизонтальної і вертикальної складових просування фронту кристалізації, зміщення теплового центру у прибуткову частину зливка і до збільшення кута нахилу V-подібного фронту кристалізації, через що створюються сприятливі умови для усунення осьової пористості та зменшення ліквацийних процесів.

**Результати.** Розроблено фізичну модель для вивчення процесів твердіння 205-тонного сталевого зливка у виливниці в умовах електрошлакового обігріву та підживлення, яка дозволяє візуалізувати основні процеси, що супроводжують формування твердої фази. Отримані нові експериментальні данні щодо параметрів твердіння зливка у виливниці в умовах ЕШО і при різній геометрії прибуткової частини зливка.

**Практична значущість.** Застосування ЕШО і підживлення рідким металом забезпечує усунення усадкової раковини в прибутковій частині зливка, що в умовах виробництва 205-тонного зливка дозволить зменшити на 70% об'єм прибуткової частини зливка і тим самим зекономити до 25 тон металу, який іде на обріз.

**Ключові слова:** зливок, фізичне моделювання, кристалізація, структура, електрошлаковий обігрів, електрошлакове підживлення

**Goal.** Determination of the influence of the parameters of electric slag heating (ESH) and feeding of the head part of the ingot of different geometry on the hardening process of a 205-ton steel forge ingot in the mold and the development of shrinkage defects in it.

**Method.** The research was carried out by means of physical modeling on a cold transparent model that simulates the longitudinal section of the ingot. The model is made on a scale of 1:15 with compliance with the geometric similarity to the natural object and taking into account the criteria of similarity that characterize the main thermophysical processes during modeling and in real conditions. Experiments were carried out with the traditional scheme of hardening of the ingot in the mold, as well as with the use of different geometries of the head part of the ingot and the use of ESH and feeding.

**Scientific novelty.** The use of ESH leads to the redistribution of horizontal and vertical components of the advance of the crystallization front, the displacement of the heat center in the head part of the ingot, and the increase of the angle of inclination of the V-shaped crystallization front, which creates favorable conditions for the elimination of axial porosity and the reduction of liquation processes.

**Results.** A physical model was developed to study the processes of solidification of a 205-ton steel ingot in the casting mold under the conditions of electroslag heating and feeding, which allows to visualize the main processes accompanying the formation of the solid phase. New experimental data were obtained regarding the parameters of ingot solidification in the mould under ESH conditions and with different geometry of the ingot's head part.

**Practical significance.** The use of ESH and feeding with liquid metal ensures the elimination of the shrinkage cavity in the head part of the ingot, which in the conditions of production of a 205-ton ingot will allow to reduce the volume of the head metal by 70% and thereby save up to 25 tons of metal that goes to scrap.

**Key words:** ingot, physical modeling, solidification, structure, electroslag heating, electroslag feeding

**Вступ.** Основними споживачами великих ковальських зливків є енергетичне та важке машинобудування. З таких зливків виготовляють ротори турбін, деталі корпусів реакторів, вали гребних гвинтів та прокатних станів, деталі хімічного обладнання тощо. Виходячи з умов експлуатації таких деталей (динамічні навантаження, підвищені температури, агресивні середовища) до їх металу ставлять високі вимоги [1-4].

Умови твердіння великих ковальських зливків (великий об'єм рідкого металу і тривалий час його

твердіння) призводять до значного розвитку в металевому розплаві ліквацийних і усадкових процесів і, як наслідок – фізичної та хімічної неоднорідності литого металу [5-8]. При подальшій термомеханічній обробці неоднорідність зливка успадковується поковкою і напівфабрикатами, які отримуються з нього [9-10]. Тому проблема вдосконалення технологій виготовлення великих ковальських зливків досі залишається актуальною.

Ще однією з проблем при виробництві великих ковальських зливків є значний об'єм прибуткової

частини зливка, яка має дефекти усадкового характеру, і яку видаляють при подальшій обробці зливка. Наприклад для 205-тоного зливка маса прибуткової частини становить біля 40...45 тон. Цей метал іде у відходи. Тому актуальним завданням є пошук шляхів зменшення об'єму прибуткової частини зливка, і відповідно, металу, що іде у відходи.

Експериментальні дослідження процесів, які відбуваються при твердінні великих злиwkів дуже складні і затратні. В цих умовах доцільно застосовувати методи фізичного моделювання на холод-

них прозорих моделях з дотриманням критеріїв подібності [11-13].

**Метою** даної роботи було визначення впливу параметрів електрошлакового обігріву (ЕШО) і підживлення прибуткової частини зливка різної геометрії на процес твердіння у виливниці 205 тонного сталевого ковальського зливка і розвиток у ньому дефектів усадкового походження.

**Методика проведення досліджень.** Для проведення експериментів була розроблена та виготовлена холодна прозора модель, яка дозволяє візуалізувати основні процеси, що супроводжують формування твердої фази (рис. 1).

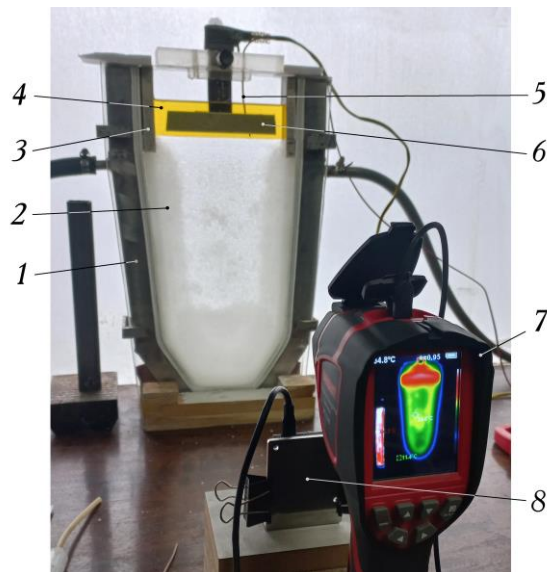


Рис. 1. Зовнішній вигляд фізичної моделі для дослідження процесу кристалізації ковальського зливка: 1 – водоохолоджуваний профіль; 2 – стінка з оптично прозорого матеріалу; 3 – теплоізолюючі накладки; 4 – рідина, що моделює шлакову ванну; 5 – термопара; 6 – нагрівальний елемент; 7 – тепловізор; 8 – відеокамера

Модель являє собою плоску ємність, що імітує повздовжній переріз зливка. Модель виконана у масштабі 1:15 з дотриманням геометричної подібності до натурального об'єкту – 205-тоного ковальського зливка. Такі зливки відливають на одному з металургійних підприємств в Україні і при їх виробництві виникають проблеми у вигляді осьової пористості та дефектів ліквацийного характеру. Значений масштаб моделі обраний з урахуванням наявного досвіду моделювання подібних процесів і з необхідності збереження явищ, характерних для процесів твердіння великих злиwkів.

Нижня та бічні стінки моделі виготовлені з водоохолоджуваного металевого профілю, а передня та задня стінки – з оптично прозорого матеріалу з низькою теплопровідністю. У верхній частині моделі встановлені накладки з пінополістиролу, що імітують теплоізолюючі вкладки прибуткової надставки. З метою вилучення затверділого модельного зливка ємність виконана розбірною.

У якості модельної рідини застосовано розчин тіосульфату натрію ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ ) який твердіє по дендритному механізму. Температура плавлення тіосульфату натрію має складає 48,3 °C і він збері-

гає оптичну прозорість до повного твердіння, що дозволяє візуально спостерігати процеси формування кристалічної будови зливка. При цьому, за даними роботи [13], теплофізичні властивості тіосульфату натрію співпадають з умовами твердіння сталі.

Відповідність процесів, що відбуваються при моделюванні та в реальних умовах при розливанні та кристалізації промислових злиwkів, оцінюється за допомогою наступних критеріїв подібності [13]:

- критерій Фруда (Fr), який характеризує співвідношення сил інерції та тяжіння;
- критерій Рейнольдса (Re), що визначає характер гідродинамічних течій у розплаві (ламінарний чи турбулентний);
- критерій Вебера (We), що базується на відношенні сил інерції рідини до сил поверхневого натягу рідини;
- критерій Біо (Bi), який визначає характер теплообміну між нагрітим розплавом і навколишнім середовищем;
- критерій гомохронності Фур'є (Fo), який характеризує співвідношення між швидкістю зміни теплових умов в оточуючому середовищі і швидкістю

перебудови поля температури всередині розплаву;

- критерій твердіння (фазового переходу) (N), що описує відношення теплоти фазового переходу до теплоти охолодження.

Значення відповідних критеріїв подібності, розраховані для фізичної моделі і натурального процесу,

надані у табл. 1. Аналіз цих даних показує, що хоча вони і відрізняються один від одного, але відмінність не перевищує один порядок, що допускається в дослідженнях і говорить про порівнянність досліджуваних процесів в моделі і натурному процесі [13].

Таблиця 1. Значення критеріїв подібності для фізичної моделі і натурального процесу

Критерій подібності	Фізична модель	Натурний процес
критерій Фруда (Fr)	$2,8 \times 10^{-6}$	$3,67 \times 10^{-5}$
критерій Рейнольдса (Re)	28	260
критерій Вебера (We)	$7,56 \times 10^{-4}$	$5,83 \times 10^{-3}$
критерій Біо (Bi)	$1,02 \times 10^{-8}$	$1,73 \times 10^{-7}$
критерій Фур'є (Fo)	$1,083 \times 10^{-4}$	$6,34 \times 10^{-4}$
критерій твердіння (N)	0,52	4,01

Перед проведенням експериментів тіосульфат натрію розплавляли в муфельній печі, потім розплав подавали в модельну ємність способом сифонної заливки. Температура розливання у всіх випадках становила 68°C.

При моделюванні процесу кристалізації зливка за традиційною схемою, без ЕШО, після заповнення ємності в її верхній частині встановлювали теплоізолюючу кришку з пінополістиролу (або подавали подрібнений пінополістирол на поверхню ванни), що імітувало утеплення прибуткової частини зливка.

Для моделювання процесу ЕШО на поверхню розплаву заливали олію, що імітувала шлакову ванну. Олію підігрівали за допомогою зануреного в неї нагрівального елемента. Температуру олії регулювали шляхом зміни сили струму в нагрівальному елементі, а контролювали – за допомогою термомпари, розташованої на 2...4 мм вище межі

поділу "шлак-метал". У експериментах температуру олії змінювали в межах 52...62 °С.

Для імітації процесу електрошлакового підживлення, у розплав, на заключній стадії твердіння зливка, періодично, невеликими порціями вводили підігрітий до 60...65 °С тіосульфат натрію. Об'єм тіосульфату натрію, що додавали в ємність, становив близько 1...3 % від загального.

Фіксацію процесу твердіння проводили за допомогою фото- та відеозйомки. Температуру розплаву контролювали термомпарами. Для оцінки теплових процесів при кристалізації зливка проводили термометрування поверхні моделі протягом всього часу твердіння з використанням термовізора Wintact WT3160.

Експерименти проводили при традиційній схемі твердіння зливка, а також з використанням прибуткової частини зливка різної геометрії та застосуванням ЕШО і підживлення. Основні параметри проведених експериментів надані в табл. 2.

Таблиця 2. Основні параметри та результати фізичного моделювання

№ п/п	Метод впливу на твердіння зливка	Прибуткова частина	Температура заливки, °С	Температура підігріву, °С	Час повного твердіння зливка, хв	Наявність дефектів по осі зливка	Глибина усадкової раковини, мм
1	без впливу	стандартна	68	-	280	є	110
2	без впливу	звужена на 30 %	68	-	265	є	90
3	ЕШО + підживлення	звужена на 45 %	68	57...62	285	є	100
4	ЕШО + підживлення	зменшена по висоті на 70 %	68	52...60	302	відсутні	15

**Результати експериментів та обговорення.** Дані, щодо повного часу твердіння модельних злиwkів, наявність в них дефектів і глибину усадкової раковини наведені в табл. 2. Зовнішній вигляд

зливків після повного твердіння показано на рис. 2. Динаміка процесу твердіння злиwkів та термометрування їх поверхні представлені на рис. 3-4.

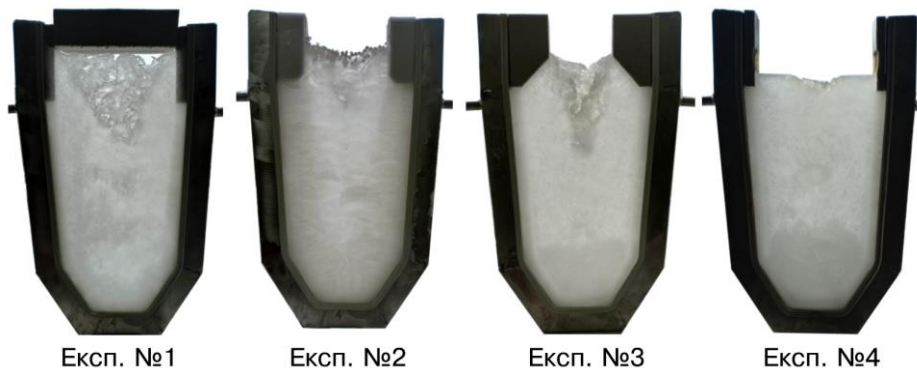
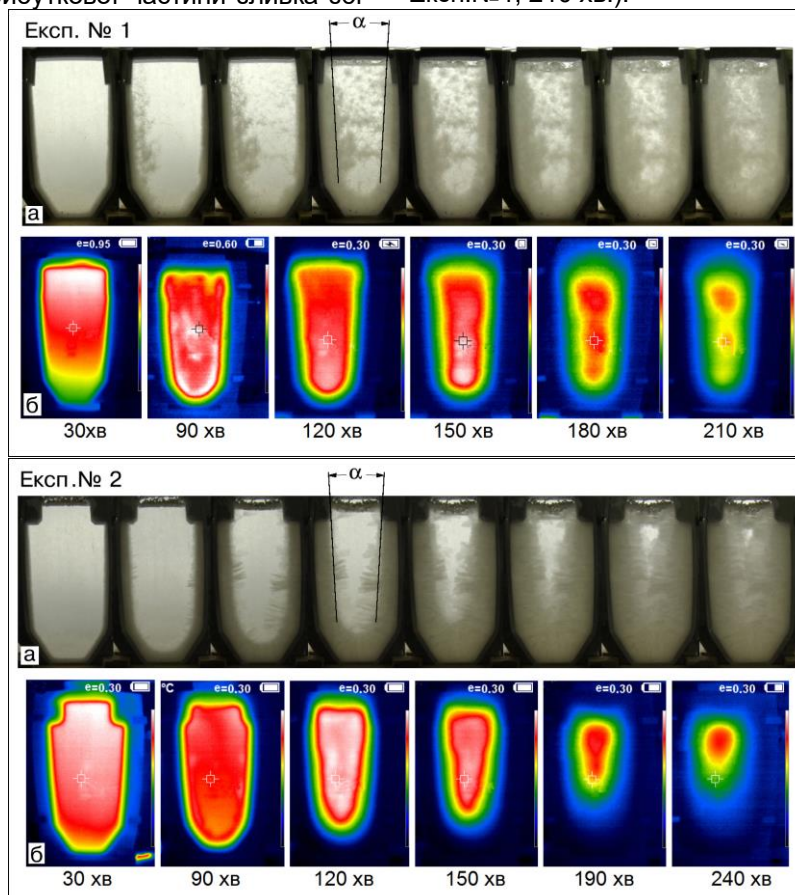


Рис. 2. Зовнішній вигляд модельних злиwkів після повного твердіння

Аналіз отриманих даних вказує на те, що електрошлаковий обігрів сприяє збільшенню кута  $\alpha$ , який характеризує геометрію фронту кристалізації металу (рис. 3). За відсутності електрошлакового обігріву (експ. №1-2) кут  $\alpha$  становив у середньому  $4,5...6,0^\circ$ . У разі застосування ЕШО (експ. №4) він збільшився до  $7,0...9,0^\circ$ . Це викликано додатковим джерелом тепловиділення у прибутковій частині зливка, внаслідок чого тепловий центр зміщується у верхню прибуткову частину (рис. 3, Експ.№3-4). Така зміна геометрії фронту кристалізації знижує ймовірність утворення, при твердінні металу, закритих порожнин по осі зливка з розплавом, позбавленим підживлення, і тим самим запобігає утворенню осьової пористості.

Проте, незважаючи на застосування ЕШО, при звуженій на 45 % прибуткової частини зливка збі-

льшення кута  $\alpha$  не спостерігалось. Внаслідок цього, як в експериментах № 1-2 без ЕШО, так і в експерименті № 3, по осі модельних злиwkів були виявлені дефекти у вигляді мікропористості (рис. 2). Утворення таких дефектів пояснюють данні, отримані при термометруванні поверхні зливка. Вони показують, що при застосуванні ЕШО і звуженій прибутковій частині зливка тепловий центр зміщується у верхню частину зливка. Проте по його осі утворюється другий тепловий центр (рис. 3, Експ.№3, 160 хв.). Саме це призводить до формування по осі зливка закритих порожнин з рідким металом і в подальшому – усадкових дефектів. Аналогічна ситуація з утворенням другого теплового центру по осі зливка спостерігалась і при традиційній схемі твердіння зливка (рис. 3, Експ.№1, 210 хв.).



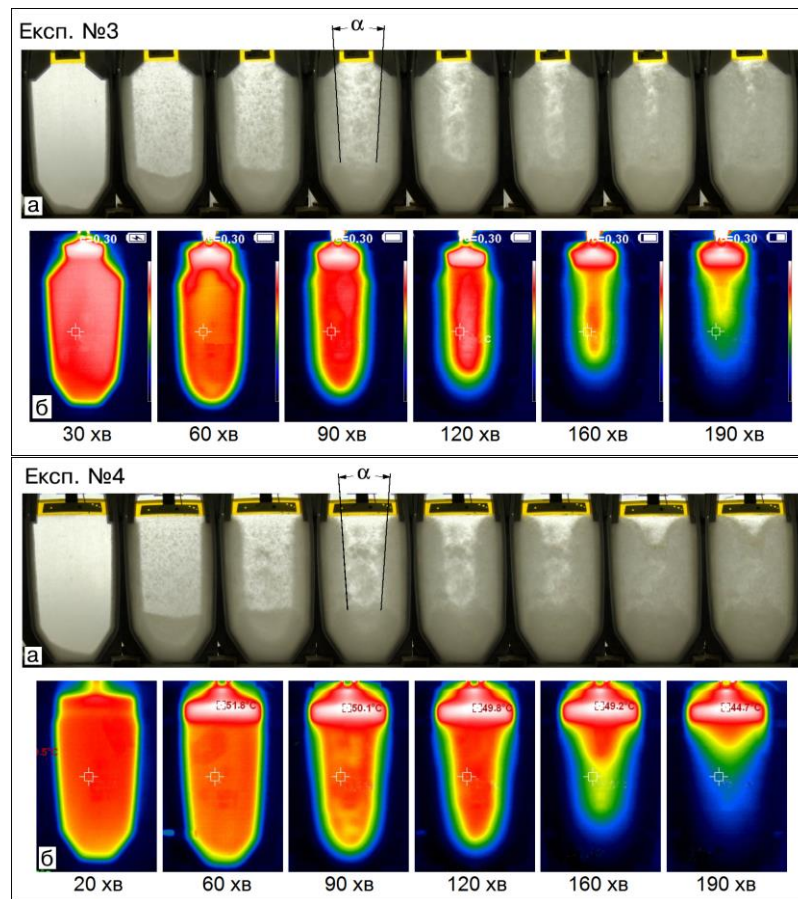


Рис. 3. Динаміка процесу твердіння (а) і термометрування поверхні моделі (б) під час твердіння зливків

В експерименті №4 з використанням ЕШО і зменшеної на 70 % прибуткової частини по її висоті, осьова пористість по осі зливка була відсутня (рис. 2, Експ.№4). Тепловий центр був зміщений у прибуткову частину, утворення другого теплового центру не спостерігалось (рис. 3, Експ.№4). Це вказує на ефективність застосування ЕШО для усунення дефектів в осьовій зоні зливка, викликаних розвитком усадкових явищ.

Також слід зауважити, що застосування ЕШО призводить до перерозподілу горизонтальної і вертикальної складових просування фронту кристалізації (рис. 4). В цих умовах поступово збільшується вертикальна складова просування твердої фази (визначається кутом нахилу кривих на рис. 4), яка на заключному етапі твердіння зливка починає переважати над горизонтальною складовою. Це теж забезпечує сприятливі умови для усунення осьової пористості та зменшення ліквідаційних процесів.

Структуру головних частин модельних зливків наведено на рис. 5. За відсутності ЕШО в прибут-

ковій частині злитків є великі усадкові раковини, що мають конусну V-подібну форму (рис. 5 Експ.№1,2). Їхня глибина (висота) становить 110 мм - для експерименту №1 і 90 мм - для експерименту №2 (у перерахунку на реальний процес – 1,6 м і 1,3 м відповідно). В обох випадках усадкові раковини виходили з прибуткової частини в тіло зливка.

В умовах ЕШО і звуженій на 45 % прибуткової частини зливка також спостерігалася значна усадкова раковина глибиною 100 мм, яка виходила з прибуткової частини в тіло зливка (рис. 5 Експ.№3). Вочевидь, що така зміна геометрії прибуткової частини зливка, навіть при застосуванні ЕШО, вкрай негативно впливає на умови твердіння металу. В цих умовах теплової потужності додаткового електрошлакового обігріву прибуткової частини недостатньо для бажаного перерозподілу теплового поля зливка, що призводить до розвитку усадкових процесів.

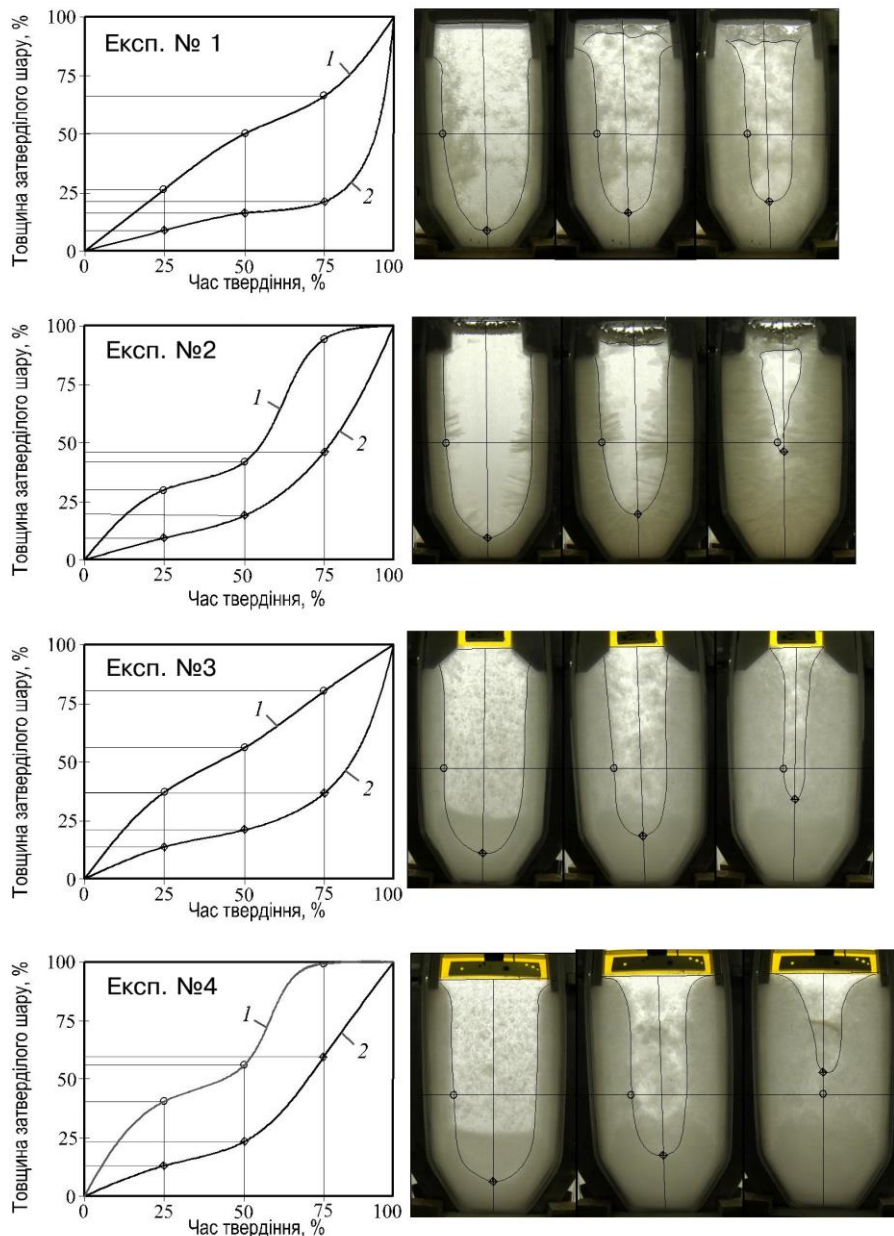


Рис. 4. Динаміка процесу твердіння у горизонтальному (1) і вертикальному (2) напрямках

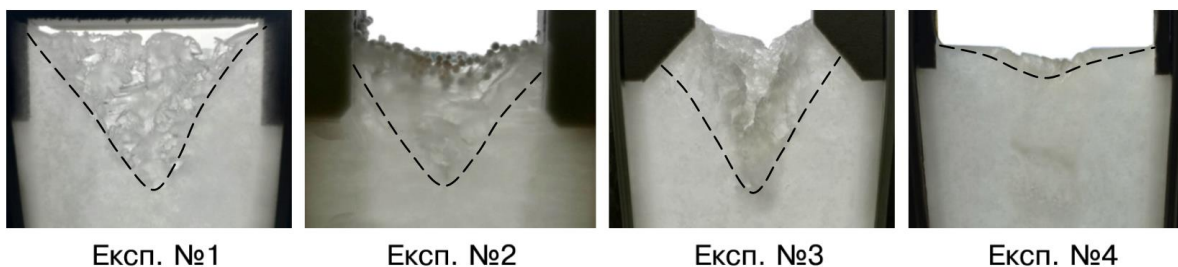


Рис. 5. Структура головної частини модельних зливків

Кращі результати були отримані в умовах ЕШО та зменшеної по висоті прибуткової частини зливка. У цьому випадку усадкова раковина поширювалася лише на 15 мм, що у перерахунку на реальний процес становить лише 0,22 м (рис. 5 Експ.№4). Матеріал головної частини зливка характеризувався щільною структурою без де-

фектів при майже плоскій формі верхньої поверхні зливка. Цей ефект було досягнуто за рахунок електрошлакового обігріву і компенсації усадки додатковими порціями розплаву, що подавали на дзеркало ванни на заключній стадії твердіння зливка. Крім того, підживлення сприяло додатковому обігріву головної частини зливка теплом, що вводить-

ся з порціями підігрітого до 60...65 °С розплаву, а також перемішуванню ванни, яке ініційоване потоками цього розплаву.

Щодо формування нижньої частини модельних зливок можна відзначити, що ЕШО мало вплинув на їх структуроутворення в областях від донної частини до висоти  $0,5...0,6 \times H_{зл}$ , де  $H_{зл}$  – висота зливка. Це дає підставу вважати, що ЕШО можна починати не відразу після розливання металу у виливницю, а через деякий проміжок часу. У той же час необхідно враховувати, що в умовах відсутності обігріву головної частини вже на початкових етапах у верхній частині зливка може утворитися двофазна зона, яка частково перебиває обсяги рідкого металу, що знаходяться нижче, і ускладнює його підживлення в цілому, час початку здійснення ЕШО і характер зміни потужності, що вводиться при цьому, вимагають подальшого вивчення та обґрунтування.

Аналіз експериментальних даних показує, що час повного твердіння модельного зливка №4, отриманого з використанням ЕШО, збільшився на 8%. Проте застосування в даному випадку зменшеної на 70 % прибуткової частини, дозволить в умовах реального металургійного виробництва зекономити до 25 тон металу, який іде на обріз.

В цілому, результати фізичного моделювання кристалізації 205-тонного ковальського злитка свідчать про позитивний вплив електрошлакового обігріву та підживлення на його кристалічну будову та відповідають відомим уявленням про кристалізацію зливок в виливниці. Це говорить про які-

сну відповідність розробленої фізичної моделі натурному процесу.

#### Висновки.

1. Розроблено фізичну модель для вивчення процесів твердіння 205 тонного сталевго зливка у виливниці в умовах електрошлакового обігріву та підживлення, яка дозволяє візуалізувати основні процеси, що супроводжують формування твердої фази. Отримані експериментальні данні підтверджують якісну відповідність розробленої фізичної моделі натурному процесу.

2. Встановлено, що застосування ЕШО призводить до зміщення теплового центру у прибуткову частину зливка і до збільшення кута нахилу V-подібного фронту кристалізації, через що забезпечує сприятливі умови для усунення осьової пористості та зменшення ліквідаційних процесів.

3. Показано, що ЕШО і підживлення рідким металом забезпечує усунення усадкової раковини в прибутковій частині зливка, що в умовах виробництва 205 тонного зливка дозволить зменшити на 70% об'єм прибуткової частини зливка і тим самим зекономити до 25 тон металу, який іде на обріз. При цьому загальний час твердіння зливка збільшується в середньому на 8 %.

4. Помітного впливу ЕШО на структуроутворення нижньої частини модельних зливок (від донної частини до висоти  $0,5...0,6 \times H_{зл}$ , де  $H_{зл}$  – висота зливка) виявлено не було.

#### Бібліографічний опис

1. Смирнов А.Н. и др. Крупный слиток. Донецкий национальный технический ун-т. Донецк. Вебер. 2009. 279 с.
2. Шаповалов В. А., Цыкуленко К. А. Качество крупнотоннажных слитков, отливаемых в изложнице. Современ. электрометаллургия. 2013. № 1. С. 58-65.
3. T. Kitagawa, M. Nakada, M. Komatsu et al. Development of Unidirectionally Solidified Large Scale Ingots for Heavy Gauge Plats. Transactions ISIJ. 1985. V. 25(1). P. 1227-1236.
4. A. Kermanpur et al. Influence of mould design on the solidification of heavy forging ingots of low alloy steels by numerical simulation. Materials and Design. 2010. V. 31. P. 1096–1104.
5. C. Maidorn, D. Blind. Solidification and segregation in heavy forging ingots. Nuclear Engineering and Design. 1985. V.84(2). P. 285-296. DOI: 10.1016/0029-5493(85)90199-2.
6. B.G. Sang, X.H. Kang, D.R. Liu, D.Z. Li. Study on macrosegregation in heavy steel ingots. International Journal of Cast Metals Research. 2010. V. 23(4). P. 205-210. DOI: [10.1179/136404610X12665088537374](https://doi.org/10.1179/136404610X12665088537374)
7. E.J. Pickering, S.S. Al-Bermani, J. Talamantes-Silva. Application of criterion for A-segregation in steel ingots. Materials Science and Technology. 2015. V. 31(11). P. 1313-1319. DOI: [10.1179/1743284714Y.0000000692](https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000692)
8. Honghao Ge, Fengli Ren, Jun Li, Qiaodan Hu, Mingxu Xia, Jianguo Li. Modeling of ingot size effects on macrosegregation in steel castings. Journal of Materials Processing Technology. 2018. V. 252. P. 362-369. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.09.004.
9. L. Gutman, J.R. Kennedy, F. Roch, A. Marceaux et al. Characterisation of mesosegregations in large steel ingots. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2023. V 1281(1), pp.012048
10. Ludwig A, Wu M, Kharicha A. On Macroseggregation. Metall. Mater. Trans. 2015. V. A46. P. 4854–4867. DOI: 10.1007/s11661-015-2959-4
11. K. Marx, S. Rodl, S. Schramhauser, M. Seemann. Optimization of the filling and solidification of large ingots. La Metallurgia Italiana. 2014. V. 106 (11-12). P. 11-19.

12. Протоковилів І.В., Порохонько В.Б., Биктагіров Ф.К. і др. Фізическе моделювання кристалізації слитків в изложнице в умовах електрошлакового обігріву і підпитки. *Современная электрометаллургия*. 2019. №3. С.3–9. DOI: 10.15407/sem2019.03.01
13. Эльдарханов А.С., Ефимов В.А., Нурадинов А.С. Процессы формирования отливок и их моделирование. М.: Машиностроение. 2001. 208 с.

#### References

1. Smirnov A.N. et al. Large ingot. Donetsk National Technical University Donetsk. Weber. 2009. 279 p.
2. Shapovalov V. A., Tsykulyenko K. A. The quality of large-tonnage ingots cast in a mold. *Electrometallurgy today*. 2013. No. 1. P. 58-65.
3. T. Kitagawa, M. Nakada, M. Komatsu et al. Development of Undirectionally Solidified Large Scale Ingots for Heavy Gauge Plats. *Transactions ISIJ*. 1985. V. 25(1). P. 1227-1236.
4. A. Kermanpur et al. Influence of mould design on the solidification of heavy forging ingots of low alloy steels by numerical simulation. *Materials and Design*. 2010. V. 31. P. 1096–1104.
5. C. Maidorn, D. Blind. Solidification and segregation in heavy forging ingots. *Nuclear Engineering and Design*. 1985. V.84(2). P. 285-296. DOI: 10.1016/0029-5493(85)90199-2.
6. B.G. Sang, X.H. Kang, D.R. Liu, D.Z. Li. Study on macrosegregation in heavy steel ingots. *International Journal of Cast Metals Research*. 2010. V. 23(4). P. 205-210. DOI: [10.1179/136404610X12665088537374](https://doi.org/10.1179/136404610X12665088537374)
7. E.J. Pickering, S.S. Al-Bermani, J. Talamantes-Silva. Application of criterion for A-segregation in steel ingots. *Materials Science and Technology*. 2015. V. 31(11). P. 1313-1319. DOI: [10.1179/1743284714Y.0000000692](https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000692)
8. Honghao Ge, Fengli Ren, Jun Li, Qiaodan Hu, Mingxu Xia, Jianguo Li. Modeling of ingot size effects on macrosegregation in steel castings. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018. V. 252. P. 362-369. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.09.004.
9. L. Gutman, J.R. Kennedy, F. Roch, A. Marceaux et al. Characterisation of mesosegregations in large steel ingots. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2023. V 1281(1), pp.012048
10. Ludwig A, Wu M, Kharicha A. On Macrosegregation. *Metall. Mater. Trans.* 2015. V. A46. P. 4854–4867. DOI: 10.1007/s11661-015-2959-4
11. K. Marx, S. Rodl, S. Schramhauser, M. Seemann. Optimization of the filling and solidification of large ingots. *La Metallurgia Italiana*. 2014. V. 106 (11-12). P. 11-19.
12. Protokovilov I.V., Porokhonko V.B., Biktagirow F.K. et. al. Physical modeling of ingot crystallization in a mold under conditions of electroslag heating and refueling. *Electrometallurgy today*. 2019. No. 3. P.3–9. DOI: 10.15407/sem2019.03.01
13. Eldarkhanov A.S., Efimov V.A., Nuradinov A.S. Casting formation processes and their modeling. М.: Mashinostroenie. 2001. 208 p.

УДК 621.74.045

Булига Д.С., Кочешков А.С.

**ТОЧНЕ ЛИТВО СПЛАВІВ ШЛЯХЕТНИХ МЕТАЛІВ ТА ВИЗНАЧЕННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ**

Bulyha D., Kocheshkov A.

**Precision casting of alloys of precious metals and determination of special properties**

**Анотація.** Проблема розвитку новітніх технологій для виготовлення виробів зі сплавів кольорових металів відображає нинішню актуальну потребу вдосконалення процесів виробництва з метою зниження кількості бракованих заготовок, покращення фізичних властивостей деталей, а також знаходження нових сплавів та вдосконалення властивостей наявних. Покращення властивостей сплавів підвищить всі показники виробництва, а саме кількість та якість виливків, що підвищує продуктивність праці та економічні показники підприємств.

У процесі виконання науково-технічних досліджень за цією темою проведено огляд історії і досягнень у галузі виготовлення виливків зі сплавів-імітаторів та сплавів благородних металів, розглянуто здобутки і недоліки, а також описано можливі перспективи досліджень. Особливу увагу зосереджено на способі лиття за моделями, що витоплюють, адже на сьогодні це найпоширеніший метод отримання виливків точних та ювелірних виробів. З розвитком технологій 3D-друку та фрезерування з'явилася можливість створювати точні воскові моделі за підготовленою у комп'ютерній програмі 3D-моделлю, що дає можливість передбачити результат процесу, а також попередити можливі недоліки. Кінцевий результат залежить від багатьох факторів.

**Ключові слова:** ЛИТВО ЗА ВИТОПЛЮВАННЯМИ МОДЕЛЯМИ (ЛВМ), ФОРМА-МОНОЛІТ, ВИЛИВОК, СПЛАВ-ІМІТАТОР, СПЛАВИ БЛАГОРОДНИХ МЕТАЛІВ, 3D-ДРУК, ФРЕЗЕРУВАННЯ, ВОСКОВА МОДЕЛЬ, 3D-МОДЕЛЬ

**Abstract.** The problem of the development of the latest technologies for the manufacture of products from non-ferrous metal alloys reflects the current urgent need to improve production processes with the aim of reducing the number of defective blanks, improving the physical properties of cast parts, as well as finding new alloys and improving the properties of existing ones. Improving the properties of alloys will increase all production indicators, namely the quantity and quality of castings, which increases labor productivity and economic indicators of enterprises.

In the process of carrying out scientific and technical research on this topic, a review of the history and achievements in the field of manufacturing castings from imitation alloys and alloys of precious metals was carried out, achievements and shortcomings were considered, and the possible research prospects were described. Special attention is focused on the method of investment casting, because today it is the most common method of obtaining castings of precision and jewelry products. With the development of 3D-printing and milling technologies, it became possible to create accurate wax models based on a 3D-model prepared in a computer program, which makes it possible to predict the result of the process, as well as to prevent possible defects. The final result depends on many factors.

**Keywords:** INVESTMENT CASTING, FORM-MONOLITH, CASTING, IMITATOR ALLOY, ALLOYS OF PRECIOUS METALS, 3D-PRINTING, MILLING, WAX PATTERN, 3D-MODEL

**Вступ**

В Україні близько двох тисяч великих та малих ювелірних підприємств та майстерень, більшість з яких використовують для виготовлення продукції метод лиття заготовок.

Спосіб точного лиття, а саме лиття за моделями, що витоплюють, – це універсальний і високоточний виробничий процес, який використовується в різних галузях промисловості для створення складних високоякісних металевих деталей. Цей спосіб найкраще зарекомендував себе у виготовленні ювелірних виробів, а також широко розповсюджений і у машинобудуванні, адже дає змогу виготовляти деталі практично будь-якої складності.

Як і інші способи точного лиття (лиття під тиском, у кокіль, за моделями, що газифікуються), спосіб лиття за моделями, що витоплюють (ЛВМ) має як переваги, так і недоліки. З іншого боку, якщо дотримано усіх технологічних умов та використано кондиційну сировину, в результаті отримується якісний виливок з однорідною структурою та поверхнею. Саме тому пошук нових сплавів дає змогу підвищити шанси лиття заготовок і розшири-

ти творчі можливості для дизайнерів, адже сплави мають різні кольори, а їх комбінування дає змогу створити вишукані авторські прикраси.

Традиційні методи виготовлення ювелірних виробів зазвичай передбачають використання дорогіших металів, але прогрес у матеріалознавстві запровадив імітаційні сплави, які дають змогу зробити виріб дешевшим, що розширює коло споживачів, а також доцільно на етапі тиражування виробів та активно використовується на сьогодні для виготовлення медалей, орденів, нагород, статуеток тощо. У цій статті наведено огляд способів отримання виробів з імітаційних сплавів і сплавів дорогіших металів методом точного лиття.

**Короткий огляд технології ювелірного литва**

Перш ніж заглиблюватися у відомості про конкретні сплави та матеріали, які використовують у методі лиття за моделями, що витоплюють, важливо зрозуміти сам процес. Короткий огляд необхідних кроків для створення виробу наведено нижче:

1. Створення ескізу виробу – можливим є виконання вручну на папері, або ж за допомогою комп'ютерних програм, та його затвердження.

2. Виготовлення майстер-моделі за ескізом. Створюється точна воскова або пластикова модель виробу. Це можна зробити за допомогою різ-



Рисунок 1 – Воскова модель каблучки, фрезерована на верстаті [<http://jewel-wax.com.ua/>]

них технік, включаючи 3D-друк, фрезерування (рис. 1) або традиційне ручне різьблення. На сьогодні ручне різьблення малопоширене, але все ще є майстри, які можуть з нуля виготовити воскову модель повністю вручну.



Риснок 2 – Воскова «ялинка», готова для формовки [<https://silver-ua.com/sozdanie-voskovej-yolki/>]

3. Складання блоку витоплюваних моделей. До стояка (восковий ливник) припаюються воскові моделі, створюючи деревоподібну структуру, яку називають «ялинкою» [1]. У практичних умовах збирають декілька виробів за один раз, щоб процес був максимально ефективним (рис. 2).



Рисунок 3 – Формоутворення [<https://www.jportal.ru/upload/jportal/836/zchdin302m.jpg/>]

4. Виготовлення форми-моноліту. Воскова «ялинка» розміщується у спеціальному циліндрі – опоці. Опока з модельним блоком заповнюється гіпсо-кремнеземистою сумішшю (рис. 3), яка твердне, утворюючи форму-моноліт, яку пізніше піддають прожарюванню [2].



Рисунок 4 – Блок виливків [<https://silver-ua.com/sozdanie-voskovej-yolki/>]

5. Відпал, прожарювання. Форму-моноліт нагрівають, щоб розплавити та видалити віск із форми, щоб натомість залишити порожнину у формі, яка після цього заповниться сплавом [3].

6. Заливання. Попередньо розплавлений імітаційний сплав або сплав благородних металів заливається в порожнину, після чого затвердіває [4].

7. Форма-моноліт, утворена гіпсо-кремнеземистою сумішшю, розмивається, щоб вилучити відлиті вироби.

8. Обробка. Вироби знімаються зі стояка (відрізаються лобзиком або відсікаються спеціальними інструментами) і виконується обробка. Зрізаються залишки ливникової системи, прово-

диться шліфування, закріплення каменів, полірування, гальванічне покриття за необхідності [5].

Також існує ще спосіб тиражування ювелірних виробів. Для цього виготовляється гумова прес-форма за майстер-моделлю. У рідку гуму занурюється майстер-модель, гума полімеризується. Після цього висококваліфікований спеціаліст розрізає гуму і дістає майстер-модель. Всередині залишається порожнина для моделі, в яку заливається восковий склад. Він твердіє і вилучається з гумової форми. Так можна отримати тисячі воскових моделей [5]. Після цього йдуть дії, починаючи з пункту 3. Так можна мінімізувати витрати на виробництво виробів та прискорити процес.

### **Огляд металів та сплавів, що використовують в точному литві**

Найпопулярніші благородні метали, сплави яких використовують у виготовленні ювелірних виробів, нагород, сувенірів тощо – золото (Au), срібло (Ag), платина (Pt), рідше – паладій (Pd). Також використовуються і кольорові сплави на основі міді (Cu), які відносять до імітаційних сплавів – бронзу, латунь, мельхіор, нейзильбер. Латунь найкраще імітує колір та властивості сплавів золота, мельхіор – сплавів срібла [5].

Імітаційні сплави часто використовують у точному литті, щоб відтворити зовнішній вигляд і властивості дорогоцінних металів, таких як золото та срібло, але при цьому є більш економічно доцільними. Вироби з імітаційних сплавів відносяться до біжутерії. Найчастіше нагороди та сувеніри виготовляють із бронзи та латуні, адже такі вироби зазвичай мають велику вагу. Це означає, що ціна виробу того ж розміру, але виконаного із сплаву на основі золота буде більшою у сотні разів.

Бронза – сплав міді з оловом (Sn) з часткою олова від 1,25 до 10% та невеликим вмістом фосфору (P). Латунь – сплав міді з цинком (Zn) з часткою цинку до 36%. Мельхіор – сплав міді з нікелем (Ni) з часткою нікелю від 5 до 30%, а також невеликим вмістом заліза (Fe) та мангану (Mn) (близько 1% кожен). Нейзильбер – сплав міді з цинком і нікелем з вмістом цинку 13...45% і нікелю 5...35% [6].

Залежно від вмісту основного металу у сплавах благородних металів, вони підпорядковуються Закону України № 637/97-ВР від 18.11.1997 «Про державне регулювання видобутку, виробництва і використання дорогоцінних металів і дорогоцінного каміння та контроль за операціями з ними» з доповненнями. Проба – це вміст основного металу в тисячних долях за масою. Найпопулярніший сплав срібла – стерлінгове срібло 925 проби з вмістом срібла 92,5% та міді 7,5%. Найпопулярніші сплави золота – золото 585 та 750 проб із вмістом золота відповідно 58,5% та 75% з присадками у вигляді міді, срібла, нікелю, паладію у різних пропорціях. Найпопулярніші сплави платини – 900 та 950 проби із вмістом платини 90% та 95%

та паладій (Pd), кобальт (Co), іридій (Ir) і/або осмій (Os) залежно від сплаву.

Також, залежно від вмісту основного металу в сплаві, імітаційні та сплави благородних металів набувають різних кольорів. Колір можна прогнозувати залежно від пропорцій металів у сплаві, а також контролювати додаванням спеціальних лігатур у сплав.

### **Способи контролю складу сплавів благородних металів**

Вироби зі сплавів благородних металів піддають випробуванням, після яких встановлюється точний вміст основного дорогоцінного металу в сплаві, що засвідчується на виробі пробкою. Проба – це ваговий вміст золота, срібла чи платини в одиниці лігатурного сплаву [7]. У більшості країн світу загальноприйнятою є метрична система позначення проби, в якій проба – це державний стандарт, який визначає цінність сплаву і засвідчує вміст вагових одиниць основного дорогоцінного металу в одній тисячі вагових одиниць, причому чистому металу відповідає 1000-на проба, але максимальна доступна чистота золота на сьогодні є 999,9.

Проба виробів гарантується нанесенням на них відбитка державного пробірного клейма – знака встановленого єдиного зразка, що засвідчує відповідність виробів із дорогоцінних металів. Наявність державного пробірного клейма на виробі є гарантією держави, що вміст дорогоцінних металів у виробі відповідає пробі.

Існують різні методи випробування сплавів дорогоцінних металів: хімічний аналіз, спектральні методи, методи випробування на пробірному камені, крапельний метод. Хімічний аналіз – найточніший метод, але веде до руйнування виробу. Спектральні методи дають розгорнуту картину лігатурного сплаву і наявність домішок, проте дають характеристику лише поверхневого шару сплаву.

Метод випробування на пробірному камені дає точність встановлення (відхилення) до 2/1000 проби. Визначення проби золотих, срібних, платинових та паладієвих сплавів на пробірному камені проводиться без пошкоджень виробу за допомогою стандартних сплавів (пробірних голок) і пробірних реактивів. Крім того, перевагами цього методу є швидке визначення вмісту дорогоцінних металів і порівняна простота користування цим методом [7].

Пробірні камені за своїм мінеральним складом належать до кременистих сланців, мають характерний чорний колір завдяки вмісту в них вуглецю. Він повинен мати велику хімічну стійкість до пробірних реактивів, не піддаватися дії мінеральних кислот (азотної, сірчаної, соляної) та їх сумішей, добре очищатися від нанесених на нього реактивів.

Пробірні голки – це еталонні сплави дорогоцінних металів, які використовують для встановлення проби. На підготовлену поверхню пробірної

го каменю щільно наноситься досліджуваним сплавом дорогоцінного металу однорідна смужка (штрих) 15...20 мм завдовжки. Поряд наноситься такої ж щільності смужка пробірною еталонною голкою, яка за пробою і кольором відповідає сплаву виробу. На смужки за допомогою скляної палички наноситься відповідний реактив. Після нанесення реактиву уважно спостерігають на штрихах за його дією і перебігом реакції. Потім реактив знімають з пробірного каменю за допомогою фільтрувального паперу і, порівнюючи його дію на еталонних і досліджуваних смужках сплавів, визначають пробу досліджуваного сплаву. Якщо осад на смужках однаковий за інтенсивністю, це свідчить про однакову пробу сплавів. Якщо осад, який утворився на смужці досліджуваного сплаву, темніший за осад на смужці еталонного сплаву, то проба досліджуваного сплаву нижча еталонного і навпаки [7]. Такі висновки щодо проби сплаву до-

рогоцінного металу виробу роблять під час випробування сплавів золота всіх проб, срібла, платини та паладію.

#### Способи контролю кольору сплавів благородних металів

Сплави срібла і платини мають світлий колір, адже основні елементи сплавів мають світлий (білий) колір та мають досить високий вміст (92,5% для срібла та 90...95% для платини). Сплави золота мають більш широкую гаму кольорів, адже вміст золота коливається досить помітно (58,5...75%). Залежно від пропорцій елементів, які входять до сплавів золота, на виході вони набувають різних кольорів: білий, світло-жовтий, зелений, жовтий, яскраво-жовтий, червоний, рожевий. Відома потрійна діаграма золото-срібло-мідь (рис. 5), за якою можна спрогнозувати колір сплаву залежно від пропорцій елементів.

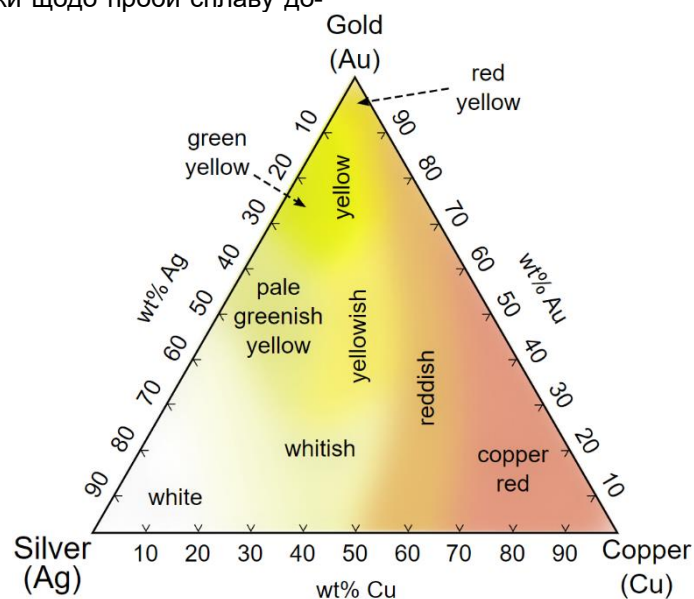


Рисунок 5 – Потрійна діаграма золото-срібло-мідь [https://upload.wikimedia.org/wikipedia/commons/thumb/e/e7/Ag-Au-Cu-colours-english.svg/350px-Ag-Au-Cu-colours-english.svg.png]

Кольорова гама відомих ювелірних сплавів 375 проби досить розмаїта: від червонуватого відтінку, властивому міді, до жовтуватих відтінків, а також білих, або «сталевих» тонів. Деякі жовті сплави мають зеленуватий відтінок. Відомо [8], що колір металів (сплавів) визначається характером залежності коефіцієнту відбиття від довжини хвилі світла у видимому діапазоні хвиль (0,8...0,4 мкм). Таким чином, властиві міді та золоту яскраві кольори спричинені різким спадом коефіцієнту відбиття  $R$  при 0,6 мкм (Cu) і 0,575 мкм (Au). В результаті мідь відбиває світло переважно червоного діапазону хвиль. Аналогічно золото має глибокий жовтий колір, а срібло – яскраво-білий, так як відбивається весь діапазон видимого спектру.

Оптичні властивості чистих золота, міді, срібла на сьогодні найбільш повно досліджені і отримали розгорнуті пояснення у ряді наукових робіт. Оп-

тичні властивості сплавів благородних металів досліджені недостатньо [9].

Вже зараз як серед виробників, так і серед споживачів ювелірних прикрас завойовують популярність синє та фіолетове золото – сплави з титаном, ніобієм та рідкісноземельними металами. Новий спосіб інкрементного лиття, нещодавно представлений доктором Сільвою з Міланського університету, дозволить досягти ще більше різноманітної палітри золотих сплавів. Справедливо припустити, що впровадження цього винаходу у виробництво значною мірою вплине на привабливість нових ювелірних виробів на ринку в цілому [10].

Блакитне золото було створено зовсім недавно. Його творцем є аргентинський ювелір Антоніассі. Понад вісім років він працював над тим, щоб надати золоту блакитний колір, і йому це вдалося. Експерти встановили, що сплав блакит-

ного кольору, отриманий фахівцем, має у своєму складі 90% чистого золота і, відповідно, є повноцінним ювелірним матеріалом. Антоніасці не спішить розкривати технологію виробництва блискитного золота, але вчені припускають, що секрет у додаванні у сплав кобальту [11].

Чорне золото – це теж новинка. Даний дорогоцінний метал має благородний чорний колір. Новий матеріал дає нові творчі можливості ювелірам. Для отримання чорного кольору в сплав додають кобальт, який окислюють при високих температурах. Процес отримання чорного золота досить дорогий. Тому найчастіше виробники покривають шаром звичайного чорного родію, рутенію або аморфного вуглецю. Чим інтенсивніший чорний відтінок, тим більша ймовірність того, що на виробі таке покриття. Для надання золоту темно-коричневого кольору використовують хром [12].

Також існує фіолетове золото. Це екзотичний ювелірний сплав аметистового (пурпурного) кольору, у склад якого входить алюміній та паладій. Цей сплав виходить дуже крихким, тому з аметистового золота рідко роблять цілі ювелірні прикраси. Частіше за все фіолетове золото використовують як декоративні вставки.

В 1999 році професор Ло Пенг Чам презентував покращений сплав фіолетового золота. Ювелірний сплав фіолетового кольору мав пробу золота 19 карат, що відповідає приблизно 800-й пробі. Він складався з 80% чистого золота і 20% алюмінію та паладію. На сьогодні цей золотий фіолетовий сплав єдиний, що має покращену

міцність. Технологію виготовлення фіолетового золота у Ло Пенг Чама викупила ювелірна корпорація "Aspial" [13].

На сьогодні точний процес виготовлення фіолетового золота відомий не багатьом ювелірам. Цінну інформацію про те, як зробити золотий фіолетовий сплав ювеліри з "Aspial Corporation Limited" не розголошують.

### Висновки

Точне лиття – це універсальний виробничий процес, який дає змогу створювати складні високоякісні металеві деталі. Завдяки ретельному вибору відповідних сплавів, включаючи імітаційні сплави та суміші дорогоцінних металів, виробники можуть досягти бажаних властивостей та естетики своїх виробів. Імітаційні сплави, такі як суміші білого та жовтого золота, пропонують економічно вигідні варіанти без шкоди для якості, що робить їх особливо цінними в ювелірній та декоративній промисловості. І навпаки, справжні сплави дорогоцінних металів залишаються важливими для застосувань, де потрібні унікальні властивості, такі як стійкість до корозії та довговічність.

Існує потреба у покращенні методів контролю кольору сплавів благородних металів та встановлення закономірностей зміни кольору залежно від складу сплавів, режимів термооброблення тощо. Також покращення фізичних властивостей відомих сплавів золота різних кольорів дозволить ювелірам більш широко використовувати їх у своїй роботі.

### Бібліографічний опис:

1. Ливарні властивості металів і сплавів для прецизійного лиття: підручник / Богуслаєв В. О., Реп'ях С. І., Могилатенко В. Г. та ін. – Запоріжжя: Вид-во АТ «Мотор Січ», 2016. – 474 с.
2. Репях С. И. Теоретические основы литья по выплавляемым моделям. Днепропетровск. Лира: 2006. – 1056 с.
3. Гини Э. Н. Технологии литейного производства. Специальные виды лиття. М.: Академия, 2008. – 349 с.
4. Халилов И.Х., Халилов М.И. Ювелирное литье. Издание 2-е. Саратов, 2001– 130 с.
5. Бреполь Г. Теория и практика ювелирного дела. 13-е изд., доп.. СПб.: Соло, 2000. – 527 с.
6. Назимок М. М., Боровиков О.Я., Сергеев В.В.. Благородні метали: навч. посіб. К.: Воля, 2011.– 300 с.
7. Назимок М.М. Золотарство в Україні. – К.: Воля. 2003. – 256 с.
8. Основные проблемы развития металлургических процессов ювелирного производства. Сборник научных трудов, вып. 12, редактор Е. М. Пенова, Л. М. Шишкова. Ленинград, 1976. – 115 с.
9. Janak J., Williams A., Moruzzi V. – «Phys. Rev. B», 11, 1522, 1975.
10. Ювелирное обозрение, № 2, 2010, с 20.
11. <https://zolotoyvek.ua/ua/kakogo-tsveta-zoloto/>
12. <https://diamant.ua/articles/vidy-zolota-v-ukrasheniyakh-kakimi-byvayut-ego-tsveta-i-splavy>
13. <https://www.mj.com.ua/info-gold-purple.htm>

УДК 669.15'74-198:669.018.5

Шевченко Д. В., Мельник С. О., Приходько С. В., Акреєв В. В., Овчарук А. М.

## Особливості виплавки феронікелю в умовах виснаження латеритних руд з використанням в якості відновників вугілля енергетичних груп

Shevchenko D. V., Melnyk S. O., Prykhodko S. V., Akreev V. V., Ovcharuk A. M.

## Peculiarities of ferronickel smelting in conditions of depletion of laterite ores using coal of energy groups as reducing agents

**Анотація.** Нікель є найважливішим легуючим елементом в аустенітній нержавіючій сталі та інших спеціальних сплавах. Різке збільшення виробництва таких сплавів протягом останніх десятиліть значно збільшився попит на феронікель. Щоб задовольнити збільшення промислового попиту, необхідні нові та ефективніші шляхи для вилучення нікелю з бідних і складніших руд за умов виснаження запасів багатих нікелевих руд. Узагальнено досвід роботи в галузі освоєння та експлуатації технології електроплавки феронікелю та викладено досягнуті показники рудотермічної печі потужність 40 MWA та особливості процесу технології низького відновлення заліза та вибір оптимального відновника процесу.

Вивчення процесів твердофазного відновлення заліза з оксидів з використанням в якості відновника вугілля антрацитових та енергетичних груп та розробка енергоефективних технологій отримання та застосування огарку з нікелевих руд, отриманого внаслідок випалювання в трубчастій обертовій печі, є актуальним науковим напрямом у кольоровій металургії. Отримано залежності співвідношення вугілля (відновників), що використовуються надалі для відновлення металів у рудотермічній печі. У результаті вивчення процесу відновлення заліза з нікелевої руди визначено оптимальні співвідношення вугілля марок ДГ і АС (75%/25%) при температурі 850-950 °С, що призводить до зниження витрати палива за рахунок горіння летких з вугілля, а також зниження витрати електроенергії під час плавлення огарку в рудотермічній печі.

**Ключові слова:** латерити, рудотермічна піч, огарок, технологія низького відновлення заліза, твердофазне відновлення заліза з оксидів, ступінь металізації, вугілля енергетичних груп

**Abstract.** Nickel is the most important alloying element in austenitic stainless steel and other special alloys. A sharp increase in the production of such alloys in recent decades has significantly increased the demand for ferronickel. To meet increasing industrial demand, new and more efficient ways to extract nickel from poorer and more complex ores are needed as nickel-rich ores are depleted. The work experience in the development and operation of ferronickel electrosmelting technology is summarized and the achieved indicators of the 40 MWA ore-thermal furnace and process features of low iron recovery technology and the selection of the optimal process reducer are outlined.

The study of processes of solid-phase reduction of iron from oxides using coal of anthracite and energy groups as a reducing agent and the development of energy-efficient technologies for obtaining and using cinders from nickel ores, obtained as a result of firing in a tubular rotary furnace, is an actual scientific direction in non-ferrous metallurgy. The dependences of the ratio of coal (reducing agents) used in the future for the reduction of metals in the ore-thermal furnace were obtained. As a result of the study of the iron recovery process from nickel ore, the optimal ratio of LG and AS coal was determined (75%/25%) at a temperature of 850-950 °C, which leads to a decrease in fuel consumption due to the burning of volatiles from coal, as well as a decrease in electricity consumption during cinder melting in an ore-thermal furnace.

**Key words:** laterites, ore-thermal furnace, cinder, technology of low iron reduction, solid phase reduction of iron from oxides, degree of metallization, coal of energy groups

Основна сфера застосування нікелю – металургія, 67% видобутого нікелю йде на сплави заліза. Пояснюється це тим, що сам нікель при обробці надає отриманій сировині такі ж антикорозійні властивості, якими він має сам. Саме з цієї причини цей метал особливо актуальний для виготовлення нержавіючої сталі. Додавання нікелю як легуючого елемента для стабілізації структури аустеніту підвищує корозійну стійкість сталі, високотемпературні властивості, зварюваність, формуваність і стійкість до агресивних середовищ.

У 2022 році світовий ринок феронікелю оцінювався в 15170 мільйонів доларів США і, як очікується, досягне 21640 мільйонів доларів США до 2029 року [1], при чому найбільшим ринком є Китай з частиною близько 90 %, за ним ідуть Європа та Америка, обидві мають частку понад 2 %. У 2022 році ціна на нікель у середньому складала 25 605 доларів США за тону, що на 38% більше, ніж у середньому у 2021 році.

Україна має невеликі запаси силікатів нікелю, пов'язаних із корою вивітрювання ультрабазитів у Побужжі та Центральних регіонах Дніпра. 12 родовищ нікелю містять 217,8 тис. тон балансових та 121,2 тис. тон позабалансових запасів. У [2] вважають, що перспективними для видобутку нікелю є сульфідно мідно-нікелеві родовища, зокрема Прутівська ділянка, розташована в Житомирській області.

Побузький феронікелевий комбінат – єдине в Україні підприємство, яке виробляє у промислових масштабах феронікель із бідних окислених руд, що містять нікель.

Промисловий інтерес латеритів складають три види мінералів: лимоніт (вміст нікелю, як правило, від 1,0 до 1,5% масою, досить однорідного складу), сапроліт (вміст нікелю у яких близько 1,8 до 2,5% за масою), перехідні мінерали.

Крім того, підвищений попит на нікель призводить до того, що в переробку залучаються руди з небажаними проблематичними у піромета-

лургійній переробці показниками кислотності (S/M), високим вмістом гетиту, що збільшує співвідношення Fe/Ni. Ці руди створюють практичні проблеми при експлуатації печей, таких, наприклад, як:

- наявність великої кількості вільного кремнезему та гетиту обмежують температуру випалу огарка, для запобігання його спіканню в трубчастій печі, і як наслідок, збільшує питомі витрати електроенергії при плавленні шихти в електропечі;
- збільшення кислотності S/M призводить до наявності проблем, пов'язаних з електричними режимами роботи печей, а також кипіння (спінювання) розплаву шлаку, і як наслідок, призводить до аварійності самоспічних електродів.

Основним обмежуючим фактором є те, що не всі потенційні руди можуть (або повинні) бути переплавлені в довільні сорти феронікелю.

Усі феронікелеві заводи потрапляють у дві групи, що відрізняються ступенем відновлення заліза із руди:

низьке відновлення, яке відновлює від 15% до 30% заліза з руди;

високе відновлення, яке відновлює від 45% до 65% заліза з руди. У тому числі виробники нікелевого чавуну. Забезпечують рівень відновлення заліза в діапазоні від 70% до 80%.

Таким чином, кожен процес повинен починатися з визначення його оптимального ступеня відновлення заліза і відповідно сорту феронікелю [3]. Це визначення вимагає наступних кроків: визначення оптимального сорту феронікелю та оцінка металургійної доцільності цього оптимального сорту. Зупинимось на кожному більш докладно.

Очевидно те, що виробництво феронікелю з нижчим вмістом нікелю призводить до нижчої втрати нікелю в шлаковій фазі з двох причин: через низький вміст нікелю в шлаку і менших обсягів власне шлаку.

При цьому більш високе відновлення вимагає більше відновника і більших витрат енергії на тону проплавленого недогарка.

Таким чином, для будь-якої заданої руди та плавильної печі існує максимальний рівень виробництва нікелю, де зростання ступеня відновлення врівноважується зниженням обсягів проплаву руди.

На рисунку 1 наведені ці кореляції в залежності від ступеня відновлення заліза для руди з вмістом 1,6% Ni, 16% Fe, та 2,2 S/M [3]. Різка зміна нахилу кривої маси шлаку, на рівні близько 45% відновлення заліза, відбувається через окиснення кремнію при виробництві феронікелю.

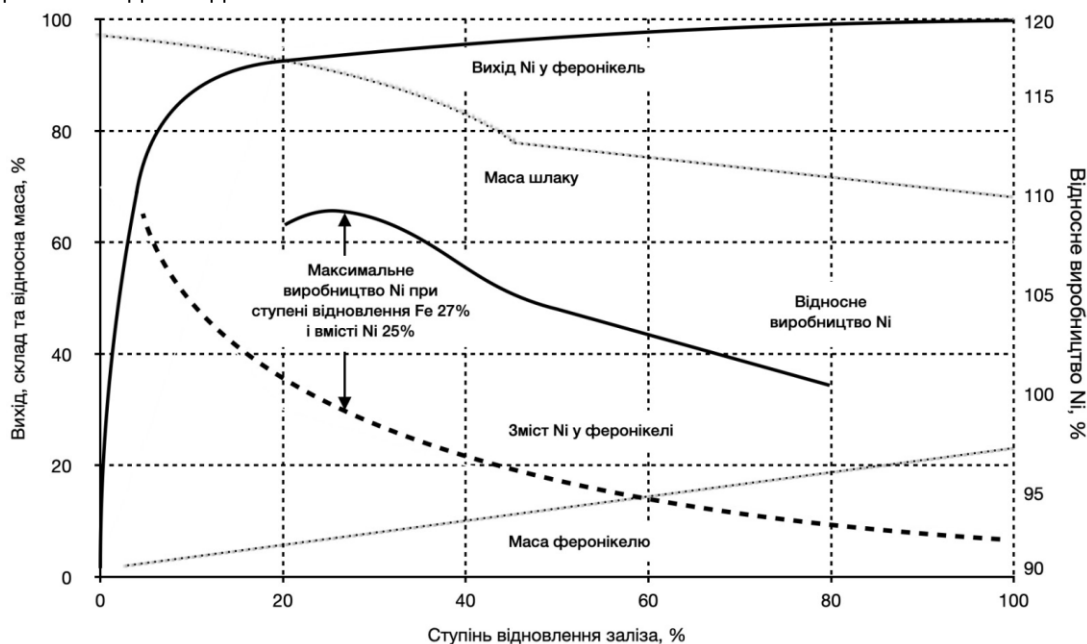


Рисунок 1 - Залежність складу нікелю, виходу, виробництва феронікелю та шлаку від ступеня відновлення Fe

З другої сторони, вибір складу феронікелю є компромісом між оптимальним для даної руди (плавильної печі) та ймовірною стабільністю та довговічністю роботи за такого ступеня відновлення. Таким чином, цей вибір не може бути довільним на основі ідеї щодо затребуваності певного сорту феронікелю.

Технологічна схема виробництва феронікелю, яка постійно удосконалювалася [4], включає: сушіння руди з вмістом вологи 35 % до вологості 20-

23 %, яку можна дозувати та змішувати з вуглецьвмісним відновником; отримання недогарка у трубчастих обертових печах (ТОП) за температури 700-900 °C. На цьому етапі підготовки сирини використовувалися різні енергоносії – мазут, природний газ, пиловуглецеве паливо (ПВП). Електроплавка недогарка виконується в 2-х рудотермічних печах РТП-1 та РТП-2 з установленою потужністю трансформаторів 42 МВ.

У цій роботі представлено контроль параметрів рудотермічної печі потужністю 40 MWA при зміні складу виробленого феронікелю. Початковий період роботи рудотермічної печі відповідав усталеній технології високого відновлення заліза з додаванням до рудної суміші флюсів у вигляді вапняку та відновника антрацитової групи [5].

Аналіз залежності зміни сорту феронікелю зі зниженням вмісту в ньому нікелю з 20% до 10% при збільшенні переробки лимонітів з більш високим вмістом заліза та нижчим вмістом нікелю показав, що збільшення частини лимонітів в перероблених рудах призводило до стабільної зміни сорту феронікелю, зменшуючи частку нікелю в феронікелі і роблячи процес більш економічно недоцільним. Проблематика підтримки стабільності технологічного процесу, погіршення сорту феронікелю та зниження економічної ефективності виробництва зумовили пошук шляхів переведення печі з технології високого відновлення на технологію низького відновлення заліза.

Через неможливість подальшого збільшення потужності рудотермічної печі на величину більше 25 МВт через критичну температуру металу, що могло вкрай негативно позначитися на стабільності конструкції печі, включаючи вогнетривку футеровку, подальше технологічне управління рудотермічною піччю було можливим за технологією ни-

зького відновлення. Для чого виконано зміну типу відновника, що використовується, з антрацитової марки вугілля на енергетичні, приблизного наступного складу: зола – 10,8%; леткі – 34,5%; сірка – 0,5%; та контролем фракційного складу.

Період виходу в робочий режим низького відновлення рудотермічної печі був пов'язаний зі стабілізацією шлакового режиму та вирішенням практичних завдань:

визначення оптимальної питомої витрати електроенергії;

робота на електричних режимах, що забезпечують оптимальну температуру чорного феронікелю та електропічного шлаку;

зниження рівня шлаку, що спінився, в печі, що збільшується при вмісті вуглецю в огарку більше 1% і знижується при падінні вуглецю в недогарку менше 1%.

Вміст залишкового вуглецю в огарку при постійному дозуванні відновника залежить від активності відновника та його фракційного складу, часу знаходження матеріалу у ТОП та температурного профілю ТОП. Переважно використання «молодого» вугілля, з високим вмістом летких та фракційним складом - 6 мм > 95% [6].

Досягнуті показники роботи рудотермічної печі на ТНВ представлено в таблиці 1 [5].

Таблиця 1 – Показники роботи рудотермічної печі за різними технологіями

Показники роботи	Технологія високого відновлення заліза	Технологія низького відновлення заліза
потужність печі	до 41 МВт;	37МВт
відновлення заліза	60-65%;	до 15%
питома витрата електроенергії	620 кВтг/т огарка	583 кВтг/т огарка
питома витрата вапняку	до 67 кг/т	0кг/т
питома витрата відновника	52-77,7 кг/т (залежно від типу відновника)	36,6 кг/т
вихід огарка із руди	до 106 %	91,0%
вміст нікелю в чорновому феронікелі	до 14%;	45%
вміст вуглецю в чорновому феронікелі	до 3,5%	до 0,02%;
вміст кремнію в чорновому феронікелі	3,5-4,5%.	0,01%

З урахуванням роботи двох рудотермічних печей, одна з яких працює з високим ступенем відновлення заліза, інша – з низьким ступенем відновлення заліза, досягнуто потенціалу виробництва можливого повного спектру сортів феронікелю, з вмістом нікелю в товарному феронікелі від 18 % до 70 %.

Як говорилося раніше, на етапі підготовки сирини для ТОП використовуються різні енергоносії – мазут, природний газ, пилувуглецеве паливо (ПВП). Одним із потенційних відновників, які можуть бути використані в трубчастій обертовій печі, є вугілля енергетичних груп. Вугілля має високий вміст вуглецю, що дозволяє йому виступати як відновник, забезпечуючи процес твердофазного відновлення заліза з оксидів нікелевої руди.

Дослідження проведено на ТОП-1 в умовах діючого виробництва ТОВ "Побужський феронікеле-

вий комбінат". Основні характеристики ТОП-1: довжина 70 м, радіус 4,5 м, кут нахилу 3° [7].

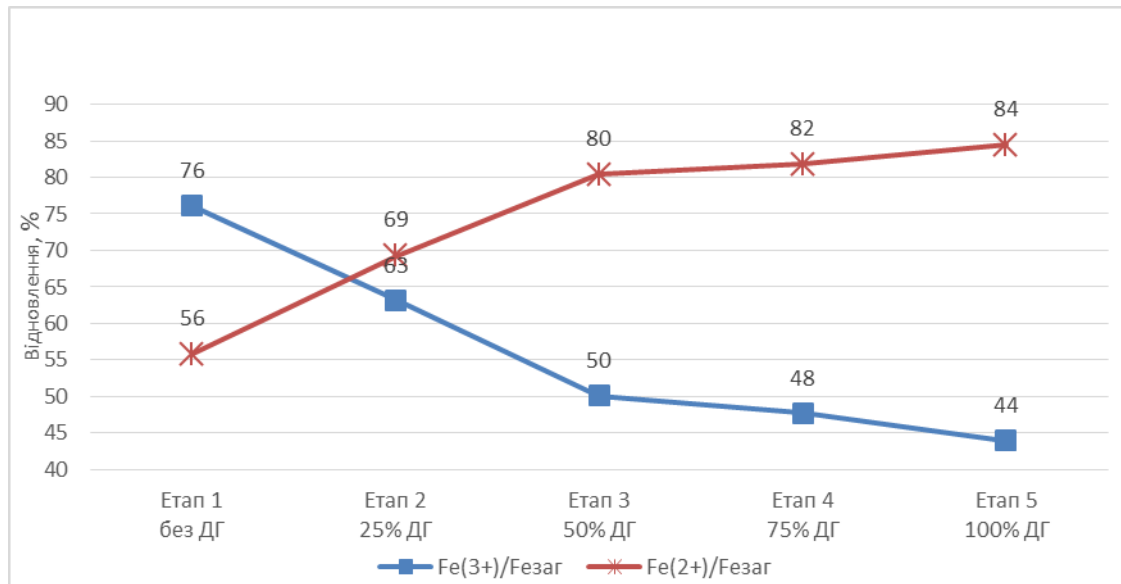
У період проведення досліджень на кожному етапі відібрано проби руди та огарку для виконання хімічного аналізу з визначенням Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, FeO, Fe<sub>общ</sub>, Fe<sub>мет</sub> та вологи. Хімічний склад вугілля виконаний перед початком проведення досліджень залишався постійним протягом усього періоду випробувань [8].

Для вугілля марки ДГ характерний підвищений вміст летких 25 мас. %. Горіння летких речовин забезпечує необхідні умови для твердофазного відновлення в процесі обпалу. За цих умов основна частина тривалентного оксиду заліза відновлюється до двовалентного. Спостерігається також відновлення оксиду заліза до металу. Відсотковий вміст FeO в огарку з використанням вугілля марки ДГ порівняно із завантаженням без добавки вугілля марки ДГ до складу відновників збільшився з

1,29 до 1,70 рази, в залежності від співвідношення вмісту вугілля «ДГ» (25%, 50%, 75% та 100%) [8].

Як показано на рисунку 2, зі збільшенням відсоткового вмісту вугілля марки ДГ у відновнику відношення  $Fe^{(2+)}/Fe_{(зар)}$  підвищується і відповідно відношення  $Fe^{(3+)}/Fe_{(зар)}$  знижується, що характерно для протікання процесів твердофазного відновлення.

Основними характеристиками процесу твердофазного відновлення оксидів заліза є ступінь відновлення і ступінь металізації [8]. Ступінь відновлення - це відношення кількості відібраного в процесі відновлення кисню до кількості його у вихідній сировині, що характеризує повноту відновлення. Ступінь металізації - відношення відсоткового вмісту заліза металевого і заліза загального в продукті [9].



Рисунки 2 - Зміна співвідношень оксидів заліза до заліза загального від відсоткового вмісту вугілля марки ДГ у відновнику

Ступінь відновлення огарку при завантаженні вугілля марки ДГ 100% зростає в 1,65 разів, ступінь металізації відповідно в 2,22 разів порівняно зі завантаженням без добавки вугілля марки ДГ до складу відновника.

На процеси твердофазного відновлення крім хімічного складу вихідної сировини великий вплив чинить гранулометричний склад і температурний режим процесу [8].

Зменшення питомої витрати природного газу відбувається за рахунок збільшення частки вугілля марки ДГ у складі відновника. Питома витрата природного газу без використання вугілля марки ДГ за даними комбінату становить  $86,5 \text{ м}^3/\text{т}$  сухої руди. Середня питома витрата природного газу за період досліджень з використанням вугілля марки ДГ склала  $83,090 \text{ м}^3/\text{т}$  сухої руди. Економія природного газу за рахунок використання вугілля марки ДГ у складі відновника становить  $3,41 \text{ м}^3/\text{т}$  сухої руди.

Висновки:

Узагальнено досвід роботи в галузі освоєння та експлуатації технології електроплавки феронікелю та викладено досягнуті показники рудотермічної

печі потужність 40 MWA та особливості процесу технології низького відновлення заліза та вибір оптимального відновника процесу. З урахуванням роботи двох рудотермічних печей, одна з яких працює з високим ступенем відновлення заліза, інша – з низьким ступенем відновлення заліза, досягнуто потенціалу виробництва можливого повного спектру сортів феронікелю, з вмістом нікелю в товарному феронікелі від 18 % до 70 %.

Використання вугілля марки ДГ у складі відновника при обпалюванні нікелевої руди з отриманням огарку позитивно впливає на процес твердофазного відновлення. Найефективнішим для подальшого плавлення огарку в РТП є завантаження шихтових матеріалів з відновником, що містить 75 % вугілля марки ДГ і 25 % вугілля марки антрацитових груп (АС).

Економія природного газу за рахунок використання вугілля марки ДГ у складі відновника становить  $3,41 \text{ м}^3/\text{т}$  сухої руди або ~4%.

Економія питомої витрати електроенергії на 1 т огарку за рахунок попереднього твердофазного відновлення становить 5 кВт/т огарку або ~1%.

#### Список використаної літератури

- 2023-2030 Global Ferro Nickel Market is Growing Rapidly with Modern Trend. URL: [2023-2030 Global Ferro Nickel Market is Growing Rapidly with Mod - WICZ](#) (дата звернення: 15.12.2023)

2. Держгеонедра: Україна володіє величезними запасами літію, нікелю, кобальту та марганцю, які необхідні для виробництва акумуляторів для електромобілів (Євросоюз уже зацікавився). URL: [Госгеонедра: Україна розполагаєт огромными запасами лития, никеля, кобальта и марганца, которые необходимы для производства аккумуляторов для электромобилей \(Євросоюз уже заинтересовался\) \(itc.ua\)](#) (дата звернення: 23.12.2022)
3. Maurice Y. Solar, Sina Mostaghel. Smelting of difficult laterite ores. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy*. 2015. Vol. 124. Is.1. P.35-46. <https://doi.org/10.1179/1743285514Y.0000000075>
4. Соколов К.Д. Удосконалення технології конкурентоспроможного феронікелю в умовах ВАТ "ПФК" з використанням сировини зарубіжних родовищ : дис... канд. техн.наук : 05.16.02. Дніпропетровськ, 2012. 181 с.
5. Технологічна інструкція електроплавка огарка у руднотермічних печах № ПФК-УВ-ТІ-14-0002 від 18.02.2022
6. Звіт з переходу на технологію низького відновлення заліза в РТП-1 на Побузькому феронікелевому комбінаті. С.В. Приходько, В.К. Солоха. 2015 р.
7. Технологічна інструкція підготовка шихтових матеріалів та обпалення шихти в обпалювальному цеху ТОВ «ПФК» Код: ПФК-СВ-ТІ-13-0001. Ганусовський Д.
8. Звіт ДП "Державний науково-дослідний та проектний інститут титану" ІТ-13-1/1. М.В. Хазнаферов, А.Д. Сущинський, Ю.В. Поплавський, Н.Ф. Рябчикова. 2013 р.
9. Щитов А.Є., Галімов М.Д., Окунєв О.І. Твердофазне відновлення високкремнистої руди з виділенням металізованого продукту // Дифузія, сорбція і фазові перетворення в процесах відновлення металів: Зб. - М.: Наука, 1981.

#### References

1. 2023-2030 Global Ferro Nickel Market is Growing Rapidly with Modern Trend. URL: [2023-2030 Global Ferro Nickel Market is Growing Rapidly with Mod - WICZ](#)
2. Derzhheonedra: Ukraina volodiie velycheznymy zapasamy litiu, nikeliu, kobaltu ta marhantsiu, yaki neobkhidni dlia vyrobnytstva akumuliatoriv dlia elektromobiliv (levrosoiuz uzhe zatsikavyvsia). URL: [Госгеонедра: Украина розполагаєт огромными запасами лития, никеля, кобальта и марганца, которые необходимы для производства аккумуляторов для электромобилей \(Євросоюз уже заинтересовался\) \(itc.ua\)](#)
3. Maurice Y. Solar, Sina Mostaghel. Smelting of difficult laterite ores. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy*. 2015. Vol. 124. Is.1. P.35-46. <https://doi.org/10.1179/1743285514Y.0000000075>
4. Sokolov K.D. Udoskonalennia tekhnolohii konkurentospromozhnoho feronikeliiu v umovakh VAT "PFK" z vykorystanniam syrovyny zarubizhnykh rodovyshch : dys... kand. tekhn.nauk : 05.16.02. Dnipropetrovsk, 2012. 181 s.
5. Tekhnolohichna instruktziia elektroplavka oharka u rudnotermichnykh pechakh № PFK-UUV-TI-14-0002 vid 18.02.2022
6. Zvit z perekhodu na tekhnolohiiu nyzkoho vidnovlennia zaliza v RTP-1 na Pobuzkomu feronikelevomu kombinati. S.V. Prykhodko, V.K. Solokha. 2015 r.
7. Tekhnolohichna instruktziia pidhotovka shykhtovykh materialiv ta obpalennia shykhty v obpaliuvalnomu tsekhu TOV «PFK» Kod: PFK-SV-TI-13-0001. Hanusovskyi D.
8. Zvit DP "Derzhavnyi naukovo-doslidnyi ta proektnyi instytut tytanu" IT-13-1/1. M.V. Khaznaferov, A.D. Sushchynskiy, Yu.V. Poplavskiy, N.F. Riabchikova. 2013 r.
9. Shchytov A.le., Halimov M.D., Okuniev O.I. Tverdofazne vidnovlennia vysokokremnystoi rudy z vydilenniam metalizovanoho produktu // Dyfuziia, sorbtsiia i fazovi peretvorennia v protsesakh vidnovlennia metaliv: Zb. - M.: Nauka, 1981.

УДК 621.746.047

Хитько О.Ю., Шапран Л.О., Іванова Л.Х.

## Порівняльне дослідження прогинів роликів зони вторинного охолодження МБЛЗ

Hitko O.Yu., Shapran L.O., Ivanova L.Kh.

## Comparative study of roller deflection of the secondary cooling zone of ccm

**Мета.** Встановити вплив технології безперервного розливання на роботу та геометричні параметри роликів МБЛЗ, виготовлених методом лиття, у порівнянні з кованими роликами.

**Методика.** Дослідили литі ролики виконань 17X12МФЛ-20Л та 20X25H19С2Л-20Л та ковани ролики. Досліджувані ковани та литі сталеві біметалеві ролики були встановлені непривідними на малому радіусі технологічної лінії п'ятого та шостого механізмів зони вторинного охолодження машин безперервного лиття заготовок. У процесі експлуатації визначали максимальну величину прогину за допомогою спеціального пристрою.

**Результати.** У процесі експлуатації проводили вимірювання прогинів та температури поверхні бочок роликів. Отримані значення величини прогинів біметалевих роликів були на 15...20% нижчими, ніж у серійних кованих роликів. Максимальний прогин біметалевих роликів становив 2,3 мм при швидкості розливу 0,2 м/хв під час заміни стакану розливу. Вимірювання температури поверхні роликів показали, що дослідні ролики працювали в нормальному температурному режимі. Велика в порівнянні з кованими площа внутрішньої тепловідвідної поверхні в біметалевих роликах забезпечувала ефективне відведення тепла.

**Наукова новизна.** Вперше отримали величини прогинів литих біметалевих роликів. Вперше запропоновано та освоєно методику вимірювання та визначення в процесі експлуатації прогинів та температури поверхні бочок роликів.

**Практична значущість.** Запропоновано технологію визначення прогинів кованих та литих сталевих біметалевих роликів при встановленні їх непривідними на малому радіусі технологічної лінії п'ятого та шостого механізмів зони вторинного охолодження машин безперервного лиття заготовок в сталому і перехідному режимах розливання сталі.

**Ключові слова:** зона охолодження, ролик, сталь, прогин, температура

**Meta.** Install the continuous pouring technology onto the robot and the geometric parameters of the CCM rollers, manufactured by casting, and aligned with forged rollers.

**Methodology.** We have followed the Vikonan cast rollers 17X12МФЛ-20Л and 20X25H19С2Л-20Л and forged rollers. The additionally forged and cast steel bimetal rollers were installed undamaged on the small radius of the technological line of the fifth and sixth mechanisms of the secondary cooling zone of continuous casting machines. In the process of operation, the maximum value of the gap was determined using a special device.

**Results.** During operation, the deflection and temperature of the surface of the roller barrels were measured. The deflection values of bimetal rollers are 15...20% lower than those of serial forged rollers. The maximum deflection of the bimetal rollers became 2.3 mm with a pouring speed of 0.2 m/h per hour of replacing the pouring glass. Variations in the temperature of the surface of the rollers showed that the previous rollers operated under normal temperature conditions. The large, flat and forged surface of the internal heat-dissipating surface in the bimetal rollers ensures efficient heat dissipation.

**Scientific novelty.** First, we determined the values of the deflections of the cast bimetal rollers. First, the method of vibrating and measuring the temperature of the surface of the roller barrels during operation was established and mastered.

**Practical significance.** The technology for the significant deflection of forged and cast steel bimetal rollers when they are installed at a small radius of the technological line of the fifth and sixth mechanisms of the secondary cooling zone of machines for continuous casting of blanks in the steel and transitional modes of steel casting.

**Key words:** cooling zone, roller, steel, bending, temperature

### Вступ

У вітчизняній практиці для машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) застосовуються ковани ролики, за цього дані про застосування литих сталевих литих роликів, що містять технологію їх виробництва та раціональні технологічні конструкції литих роликів, дослідження процесів зменшення ливарних напруг і підвищення експлуатаційних властивостей роликів дуже обмежені, тому порівняльне дослідження експлуатації кованих та сталевих відцентроволитих біметалевих роликів, що працюють в умовах великих механічних та температурних навантажень є актуальним, а завдання має важливе прикладне значення. Дана стаття присвячена рішенням про-

блеми підвищення якості роликів МБЛЗ, які виготовляють відцентровим литтям.

### Аналіз літературних даних та постановка задачі

Першочерговим завданням реструктуризації сталеплавильного виробництва України в даний час є значне збільшення частки безперервного розливання сталі, і завдяки цьому суттєве зменшення питомої витрати металу на тонну злитків при одночасному підвищенні якості заготовок. У Національній металургійній Академії України (НМетАУ) починаючи з 1983 року проводилися роботи з систематизації досвіду вітчизняних та зарубіжних фірм щодо вдосконалення констук-

цій роликів зони вторинного охолодження МБЛЗ [1].

Одним із найважливіших питань для широкого впровадження безперервного розливання сталі є забезпечення МБЛЗ робочим інструментом – роликми, які є, власне, елементом ливарної форми (технологічної лінії) цього способу лиття. Умови роботи роликів, особливо в зоні вторинного охолодження МБЛЗ, характеризуються високими знакозмінними силовими та термічними навантаженнями, які пояснюються малою швидкістю обертання роликів (до 1 об/хв), великою різницею температури їхньої поверхні з боку слябу (450...550 °С) та протилежного (80...120°С), перепадом температури по перерізу (100...400 °С) і довжині бочки ролика (до 220°С), великим (до 8 м) металостатичним напором з боку безперервнолитої заготовки, що твердіє. Ця «ливарна форма», особливо, в зоні вторинного охолодження заготовок повинна мати такі основні властивості як високі міцність і зносостійкість, якнайменші напруги та ін.

Рівень технології безперервного розливання дозволяє проводити заміну ковшів практично без зниження швидкості розливання. Серійність плавок без заміни ковшів сягає 6...8. Тому найбільший вплив на ритмічність і витримку швидкості розливу вносить заміна стаканів, що занурюються. При заміні стаканів швидкість розливання знижується з 0,8 до 0,2 м/хв, що спричиняє збільшення температурного перепаду по перетину ролика. За цього збільшується прогинання роликів і проміжок між ними, що визначає товщину зливка повздож технологічної лінії.

Вчені кафедри ливарного виробництва Українського державного університету науки і технологій підтвердили доцільність використання біметалевих роликів замість кованих по технологічній довжині МБЛЗ, що позитивно впливало на якість сталевих заготовок, що розливаються [2-9].

**Мета і завдання дослідження** полягає в встановленні впливу параметрів ливарної технології безперервного розливання на роботу та геометричні параметри роликів МБЛЗ, виготовлених методом лиття, у порівнянні з кованими роликми.

**Матеріали та методи досліджень.** Дослідили литі ролики виконань 17Х12МФЛ-20Л та 20Х25Н19С2Л-20Л та ковани ролики. Перед та під час експлуатації проводили вимірювання прогинів дослідних роликів діаметром 300 мм, що працювали в умовах великих механічних та температурних навантажень. Вимірювання прогину сталевого литого ролика до експлуатації проводили під впливом тільки механічного навантаження. Так, прогин литих роликів від дії вантажу масою 10 т склав 0,5 мм, що на 5...10 % більше прогину кованих роликів цього діаметра. У процесі експлуатації визначали максимальну величину прогину за допомогою спеціального пристрою.

Запис прогинів роликів МБЛЗ протягом більше 300 хвилин дозволило визначити їх величину в сталому і перехідному режимах розливання сталі на МБЛЗ, пов'язаних із заміною стакана, що занурюється. При експлуатації роликів МБЛЗ час їх виходу на температурний режим становив 90 ... 100 хв.

Досліджувані ковани та литі сталеві біметалеві ролики були встановлені непривідними на малому радіусі технологічної лінії п'ятого та шостого механізмів зони вторинного охолодження машин безперервного лиття заготовок [2].

#### **Результати досліджень та їх обговорення**

Для прогнозування зміни величини проміжку між роликми при заміні кованих на біметалічні, а також оцінки їхньої конструкційної міцності експериментально визначали зміну величини прогинів порівнюваних роликів наступним чином: До експлуатації величину прогину роликів оцінювали за допомогою спеціального пристрою з датчиком годинникового типу з точністю  $\pm 0,01$  мм при навантаженні контрольним вантажем масою 10 т. У процесі експлуатації визначали максимальну величину прогину за допомогою спеціального пристрою (рис. 1) зі штоком із матеріалу з малим коефіцієнтом термічного розширення з точністю  $\pm 0,01$  мм. Пристрій було вмонтовано у водоохолоджувальну раму касети для роликів  $\varnothing 300$  мм верхнього полотна п'ятого механізму зони вторинного охолодження.

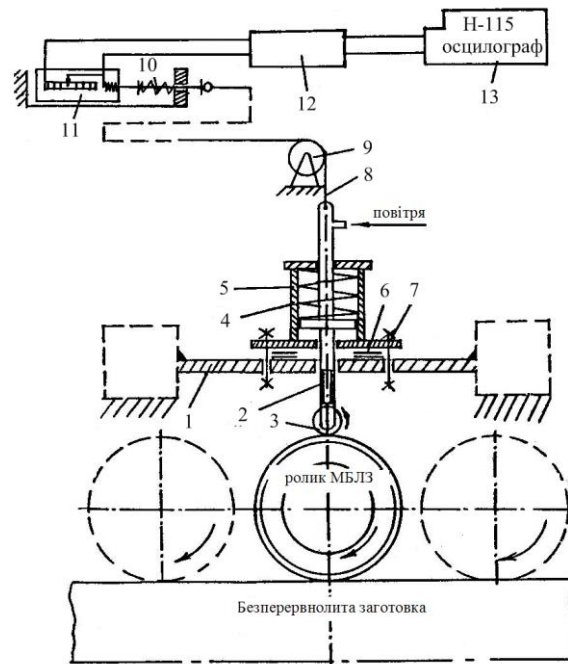


Рис. 1. Схема пристрою для визначення прогинів: 1 – кронштейн; 2 – шток; 3 – ролик; 4 – пружина; 5 – корпус; 6 – прокладки; 7 – болтове з'єднання; 8 – струна; 9 – блок; 10 – пружина; 11 – датчик переміщення; 12 – електропанель; 13 – осцилограф

На рамі роликової секції встановлені стаціонарні кронштейни 1, на яких закріплено пристрій, що складається зі штока 2 з малим роликом 3, пружини 4 і корпусу 5. Попереднє налаштування пристрою проводили за допомогою прокладок 6, після чого пристрій закріплювали на кронштейні болтовим з'єднанням 7. При вимірах порожнистий шток 2 охолоджується стисненням повітрям. Переміщення штока передається за допомогою струни 8 через блок 9 на реохордний датчик переміщення 11. Постійне натяг струни забезпечується пружиною 10. Перетворений реохордним датчиком сигнал надходить на панель 12, зібрану за мостовою схемою і далі на світлопроменевий осцилограф 13.

Розроблена вимірювальна схема дозволяє вивести реохордний датчик переміщення із зони впливу високих температур, тобто межі зони вторинного охолодження. Тарування вимірювальної схеми проводили безпосередньо в МБЛЗ. Для вимірювання температури поверхні роликів були виготовлені контактні термодари типу ХК з переносним мілівольтметром та протаровані в інтервалі температур 20...500С. Для вимірювання прогинів роликів застосовували витратні датчики типу ЛХ707 зі спеціальними передатними пристроями, що дозволяють вивести датчик із зони високих температур. Тарування датчиків переміщення проводили безпосередньо на МБЛЗ за допомогою мірних пластин товщиною 0,1 мм, що вводяться між поверхнею ролика та штоком датчика. У цьому враховували температурні подовження механічних зв'язків.

Температурне поле поверхні бочки ролика досліджували при розливанні на МБЛЗ великогабаритних заготовок перетином 300x1850 мм. Контактні термодари підводилися із тильного боку ролика. Це дозволило провести вимірювання температури поверхні роликів в режимі, що встановився.

Інтервал температур, встановлений при вимірах, становив 120 ... 140С. Використовуючи ці дані та результати проведених раніше досліджень температурних полів серійних роликів, методом апроксимації були отримані максимальні значення температури в зоні контакту ролика зі злитком - 470С. Температурне подовження передавальних елементів враховували при обробці даних кінцевого розходження величин сигналу після виходу зливка і перевірялося розрахунком, для чого визначали температуру елементів конструкції контактною термодарою.

Величину прогинів вимірювали за допомогою реохордних датчиків типу ЛХ-705 з точністю  $\pm 0,01$  мм. Показання датчиків переміщення реєстрували осцилографом Н-115. Одночасно на цю ж осцилограму записували швидкість розливання, що змінюється при зміні ковшів, заміні склянки розливу, на початку і кінці розливу та ін. Запис проводили безперервно.

Одночасно проводили вимірювання прогинів двох роликів: експериментального біметалічного 2 та серійного кованого 1 ролика, встановлених середніми у верхніх касетах відповідно шостого та п'ятого механізмів п'ятого струмка МБЛЗ № 3. Результати вимірювань реєструвалися на одній осцилограмі, що дозволило порівняти зміну про-

гинів у процесі експлуатації за всіх швидкісних режимах розливання. Експериментальні дані використовувалися при розрахунку співвідношення товщин шарів біметалу і напруги в них, а також для визначення необхідної жорсткості роликів.

Прогин роликів у процесі експлуатації оцінювали за максимальним відхиленням контрольного щупа з фіксатором. Щуп контактував з роликом перпендикулярно до широкої грані слябу і вводився в контакт через трубу, вварену в поздовжню балку роликової секції. Після проходження серії плавок відхилення щупа вимірювалося за допомогою штангенциркуля. Вимірювання показали, що максимальний прогин

роликів при зміні проміжного ковша і швидкості розливання 0,2 м/хв склав для дослідних роликів виконань 17X12МФЛ-20Л та 20X25Н19С2Л-20Л 2,5 та 3,5 мм, відповідно. Певне значення прогину одного з дослідних роликів перевищувало прогини кованих роликів, які становлять 2,5...2,8 мм.

На рис. 2 і 3 наведено графічні зображення швидкості розливання, а також прогинів біметалічного (1) та кованого (2) роликів. Криві характеризують зміну прогинів від початку розливання сталі до виходу зливка. При цьому була проведена заміна трьох склянок, що занурюються.

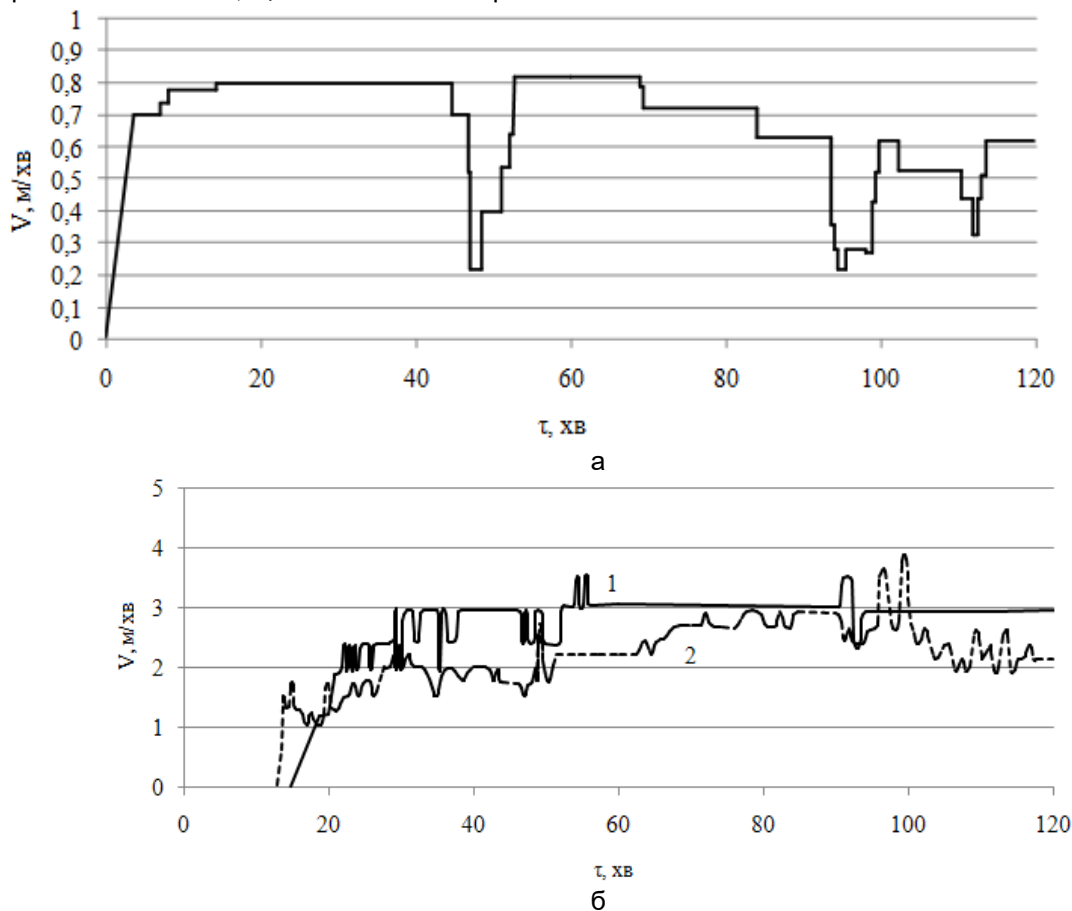


Рис. 2. Зміна швидкості розливання, а також прогинів біметалевого (1) і кованого (2) роликів у початковому (а) та встановленому (б) періодах

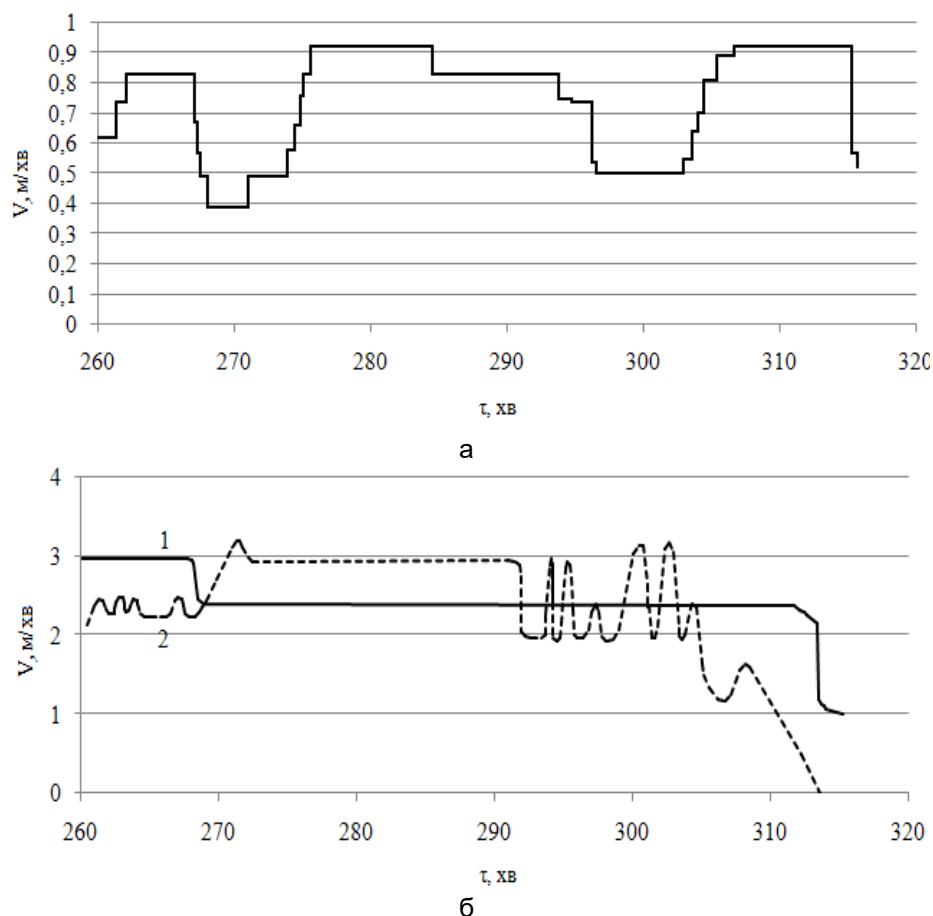


Рис. 3. Зміна швидкості розливання, а також прогинів біметалевого (1) та кованого (2) роликів у заключному періоді плавки, що підтверджує їхню стабільну працездатність

Дослідний ролик до тридцятої хвилини від початку розливу вийшов на встановлений режим і далі величина його прогину була постійною і рівною 3 мм, зі змінами до 0,5 мм при зниженні швидкості під час заміни склянок, що занурюються (див. рис. 2).

Коливальна зміна прогинів при цьому практично була відсутня. Для порівняння кований ролик отримував збільшення прогину протягом 80 хв від початку заливки. Зміна швидкості викликала у ньому коливальне змінення прогинів протягом 10...15 хв, зі збільшенням максимуму амплітуди до 4 мм (див. рис. 2). Прогини вимірювали з метою встановлення істинного значення зміни мікроликової відстані в МБЛЗ при використанні біметалічних роликів та можливого впливу стану роликової проводки на якість злитків. Встановлено, що прогини біметалічних роликів виконання 17X12МФЛ – 22ХМФЛ при режимі роботи МБЛЗ (швидкість розливу 0,6...0,8 м/хв), що встановився, становили 2...2,8 мм. При перехідних режимах, наприклад, при заміні склянки розливу, коли швидкість розливання зменшувалася до 0,2 м/хв, величина прогинів біметалічних роликів зростала до 3,5...4 мм.

Отримані значення величини прогинів біметалічних роликів були на 15...20% нижчими, ніж у серійних кованих роликів.

У процесі експлуатації проводили вимірювання прогинів та температури поверхні бочок роликів. Встановлено, що максимальний прогин біметалічного ролика становить 2,3 мм при швидкості розливу 0,2 м/хв під час заміни стаканчика розливу. Вимірювання температури поверхні роликів показали, що вони працювали в нормальному температурному режимі, не перегріючись. Таким чином, велика в порівнянні з кованими площа внутрішньої тепловідвідної поверхні в біметалічних роликах забезпечувала ефективно відведення тепла.

#### Висновки

Застосування біметалевих роликів позитивно вплине на стабільність міжосьової відстані, як протягом усієї кампанії, так і при зміні швидкісних режимів під час розливання сталі окремих серій.

Встановлено, що при використанні біметалевих роликів відбувалося зменшення прогинів і стабілізувалася мікроликова відстань по технологічній довжині МБЛЗ, що позитивно впливало на якість сталевих заготовок, що розливаються.

#### Список літератури

1. Проведення випробувань з метою виявлення причин відмов та розробка варіанта підшипникового вузла роликів МБЛЗ, що забезпечує працездатність в умовах підвищених навантажень та температур. металургійний. ін-т (ДМЕТІ). - Керівник Г. Ф. Кравченко. 082401; № ГР 80027756. – Д., 1980. – 60 с.
2. Дослідження, розробка, виготовлення та випробування експериментальних біметалічних роликів із відцентроволитих заготовок зі зміцненим внутрішнім шаром: Звіт про НДР / Дніпроп. металургійний. ін-т (ДМетІ). - Керівник І. В. Адамов. - До 522080007; № ГР 01870063718. - Д., 1988. - 76 с.
3. Розробити сплави, удосконалити технологію виготовлення та провести промислові випробування експериментальних роликів із відцентроволитими бочками для зони вторинного охолодження МБЛЗ: Звіт НДР / Дніпропетровський металургійний інститут – [Керівник. Адамов І.В.]. - К522060006; № ГР 01860035487. – Д.: ДМетІ. – 1987. – 81 с.
4. Жукаєв В. І. Дослідження відцентрового лиття біметалічних труб поєднання сталь 20Х25Н19С2Л + сталь 20 для роликів МНЛЗ / В. І. Жукаєв, І. В. Адамов, Л. А. Хитько, Н. В. Сабанський // Науково – технічний прогрес виробництві труб: тематич. збірні. наук. праць. - М.: Металургія, 1987. – С. 52 – 55.
5. Шапран Л. О. Розробка та освоєння технології виготовлення біметалевих відцентроволитих роликів машин неперервного лиття заготовок: автореф. дис. ...канд. техн. наук: 05.16.04/ НМетАУ. – Дніпропетровськ, 2009. – 18 с.
6. Шапран Л. О. Про стійкість роликів зони вторинного охолодження слябових МНЛЗ / Л. О. Шапран, Л. Х. Іванова // Східно – Європейський журнал передових технологій. - 2009. - № 2. - С. 10 - 15.
7. Адамов І. В. Вибір сплавів і розробка технології відцентрового лиття біметалічних заготовок для роликів МБЛЗ / І. В. Адамов, Л. О. Хитько // Відцентрове лиття - прогресивний технологічний процес виробництва труб і заготовок відповідального призначення: зб. наук. пр. Ін-т пробл. лиття. - К., 1990 - С. 73 - 78.
8. Шапран Л. О. Удосконалення конструкції біметалічної відцентроволитої заготовки ролика МНЛЗ / Л. О. Шапран, Л. Х. Іванова, О. В. Соценко // Металургійна та гірничорудна промисловість. – 2009. – № 2. – С. 28 – 31 .
9. Сабанський Н. В. Неоднорідність структури та властивостей відцентроволитих великогабаритних біметалічних заготовок для роликів МБЛЗ / Н. В. Сабанський, В. І. Жукаєв, Л. О. Хитько, В. І. Сося // Підвищення технічного рівня та вдосконалення технологічних процесів виробництва вилків: V Республ. наук.-техн. конф., Липень 1990: тези докл., Птом - Д., 1990. - С. 38 - 40.

## ЗМІСТ

ДЕРЕВ'ЯНКО І.В., ЖАДАНОС О.В., ЗАБОЛОТСЬКИХ Є.О.

Технічна оцінка карбідокремнієвого матеріалу з довідновленої техногенної сировини основного виробництва SiC ..... 5

ФІЛОНЕНКО Н.Ю., БАБАЧЕНКО О. І., КОНОНЕНКО Г. А., ВОЛЧУК В.М.

Вплив температури нагріву та швидкості охолодження на формування структурних складових сталей при затвердінні ..... 10

КУЗНЕЦОВ Є. В.

Аналіз механізму виникнення функціонального відгуку при пластичному деформуванні металів та їх сплавів ..... 16

ІГНАТЬЄВ В.С., КОЛБІН М.О., ГОЛОВАЧОВ А.М., ЯРОШЕНКО Я.О.

Особливості технології вакуумтермічного отримання літію..... 23

ВЕЛИЧКО О.Г., ВОЛКОВА О.І., ДЖОХУА ЧЖАН

Колівальні явища та вібрація конвертера газокисневого рафінування.....25

ПРОТЯКОВІЛОВ І.В., ПОРОХОНЬКО В.Б.

Дослідження процесів твердіння 205 тонного ковальського зливка на холодній фізичній моделі..... 29

БУЛИГА Д.С., КОЧЕШКОВА.С.

Точне литво сплавів шляхетних металів та визначення спеціальних властивостей ..... 37

ШЕВЧЕНКО Д. В., МЕЛЬНИК С. О., ПРИХОДЬКО С. В., АКРЕЄВ В. В., ОВЧАРУК А. М.

Особливості виплавки феронікелю в умовах виснаження латеритних руд з використанням в якості відновників вугілля енергетичних груп ..... 42

ХИТЬКО О.Ю., ШАПРАН Л.О., ІВАНОВА Л.Х.

Порівняльне дослідження прогинів роликів зони вторинного охолодження мблз ..... 47

ЗМІСТ..... 53