

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
УКРАЇНСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ НАУКИ І ТЕХНОЛОГІЙ
АКАДЕМІЯ ІНЖЕНЕРНИХ НАУК УКРАЇНИ

Загальнодержавний
науково-технічний журнал

ISSN 1028-2335

Випуск 2 (139) 2023р

Свідоцтво про реєстрацію:
серія KB № 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 60x84¹/₈.
Ум.друк.арк. 6,39

Адреса редакції та видавця: Український
державний університет науки і технологій
України, вул.Лазаряна, 2, м.Дніпро, 49006
т.(056) 745-41-96;
Тираж 100 прим.

Засновники:

Український державний університет науки і технологій;
Центр (відділення) матеріалознавства і металургії Академії
інженерних наук 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 відповідальності 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

Комп'ютерне верстання О.Г.Безшкурєнко

©Український державний університет науки і технологій 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
Ukrainian State University of Science and Technologies
ACADEMY OF ENGINEERING SCIENCES OF UKRAINE

National scientific journal

ISSN 1028-2335

Edition 2 (139) 2023 year

Certificate of registration:

KB № 21962-11862ПП

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 60x84¹/₈.

CPP. 6,39

Editorial address and publisher: Ukrainian
State University of Science and Technologies,

Lazarana, 2, Dnipro 49006

т.(056) 745-41-96;

Copies of 100.

Founders:

Ukrainian State University of Science and Technologies;
Center (Department) of Materials Science and Metallurgy of the
Academy of Engineering Sciences 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. Shatoha 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

©Ukrainian State University of Science and Technologies 2023

УДК 661.68:669

<https://doi.org/10.34185/tpm.2.2023.01>*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 карбіду кремнію, що спостерігається останнім часом, обумовлений не лише його високими абразивними властивостями, а й унікальними фізико-хімічними характеристиками. Матеріали та вироби, отримані з використанням карбіду 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 карбіду кремнію виробляється у печах опору по методу Ачесона. Одним із питань процесу виробництва карбіду 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 карбіду 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.

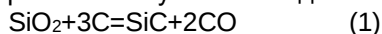
Вступ. Карбід кремнію є одним з найважливіших штучних неорганічних матеріалів, який широко використовується для виробництва абразивних інструментів, високотемпературних нагрівачів, вогнетривкої кераміки та в металургії [1]. Більшість виробленого світовою промисловістю карбіду кремнію отримують способом, запропонованим Ачесоном наприкінці позаминулого століття [2]. Сутність способу полягає у вуглецевотермічному від-

новленні 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 карбідоутворення починається в прикernовому шарі, а потім поширюється на суміжні зони [3]. Сумарна реакція вуглецевого процесу взаємодії кварцового піску з вуглецем

© Дерев'яно І.В. – к.т.н., доц. УДУНТ
Жаданос О.В. – к.т.н., доц. УДУНТ
Заболотських Є.О. – аспірант УДУНТ

Derevyanko I. – c.t.s., docent USUST
Zhadanos O. – c.t.s., docent USUST
Zabolotskykh Y. – PhD student at USUST

нафтового коксу має вигляд:



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

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

Принципова схема перетину самохідної печі опору після електротермічного процесу представлена рис. 1.

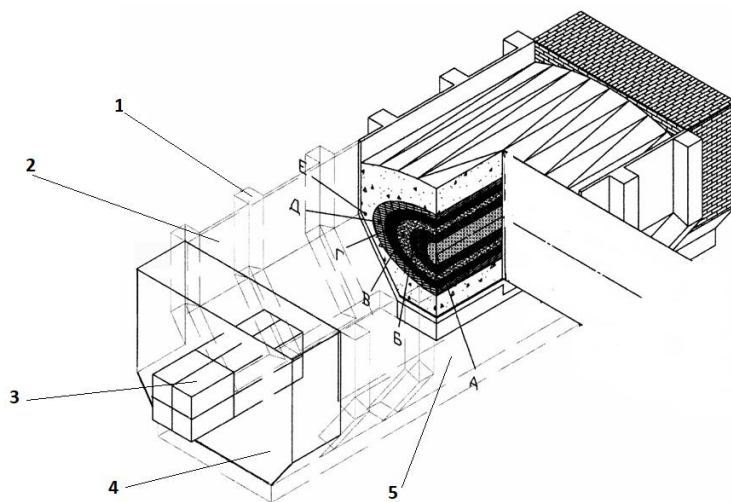


Рис. 1. Схема перетину самохідної електропечі опору для одержання карбіду кремнію:

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; Б – карбід кремнію; В – аморф; Г – зростки; Д – силосикон; 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 ($\text{CaO} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Fe}_2\text{O}_3 > 2\%$) 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 карбідокремнієвміщуючого 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 (α -SiC), утворюються зворотні матеріали, що містять β -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 ₂	Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	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 карбіду кремнію значенню вуглецевого модуля ($M_c=37,5$)

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

де, ΣC – сумарний вміст вуглецю в шихті;

ΣSiO_2 – сумарний вміст діоксиду кремнію в шихті;

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

Дослідження термокінетичних характеристик відновного процесу одержання металургійного ка-

рбіду 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 SiO₂, 5,6 Al₂O₃, 2,9 Fe₂O₃, 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.

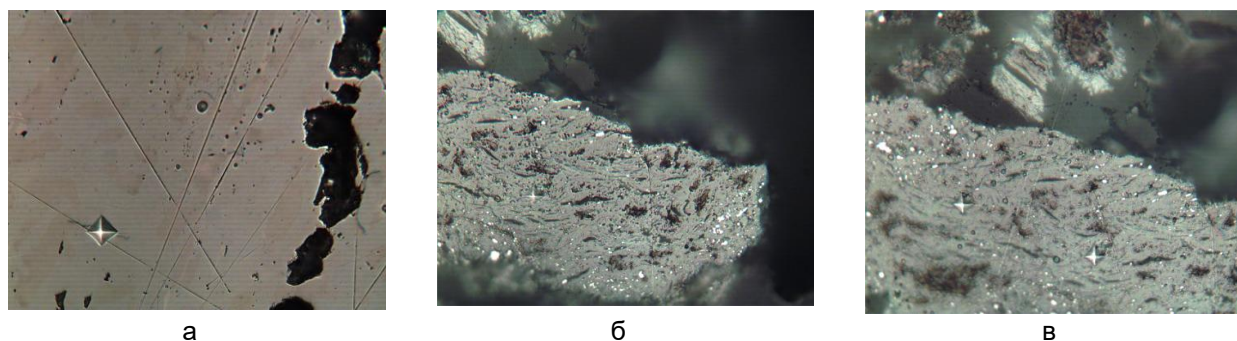


Рис. 2. Відбитки індентора в різних фазах довідновленого карбідокремнієвого матеріалу: а-скловидна фаза, б,в-карбід кремнію.

Результати випробувань наведено у табл. 2

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

Позначення	Фаза	d _{ср} , 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.

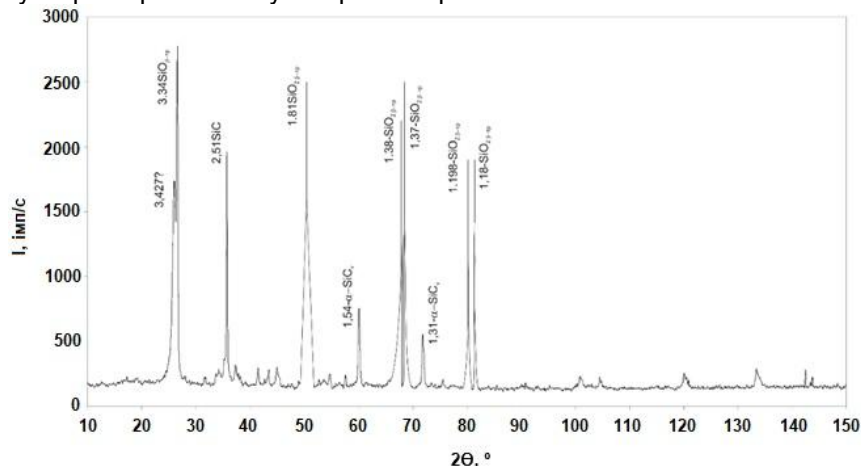


Рис. 3 Рентгенограма довідновленого карбідокремнієвого матеріалу

Аналіз вищенаведеної рентгенограми показує, що довідновлений продукт характеризується наявністю ліній SiO_2 - β -тридиміту, що не прореагував, SiC представлений в основному кубічною модифікацією β - SiC а також α - SiC 4H. У дослідному продукті у незначній кількості присутні лінії 6H, 15R та 51R політипів. Розмитість деяких піків свідчить про

наявність у зразку псевдоморфоз карбіду кремнію по вуглецю.

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

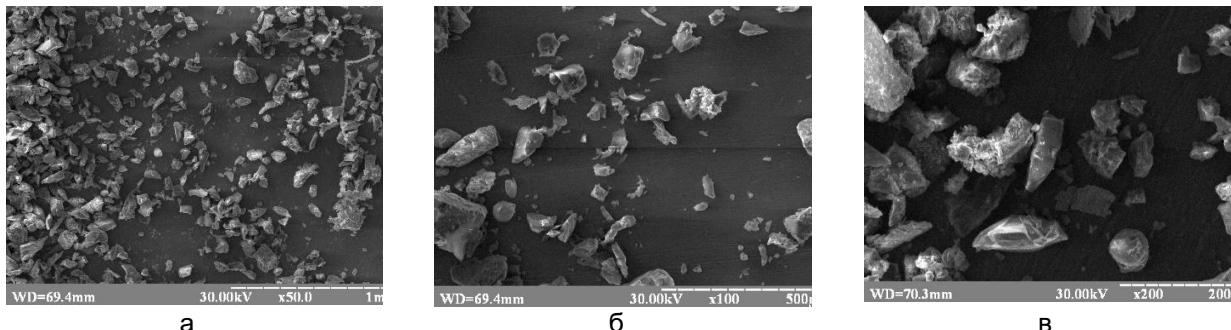


Рис. 4. Мікрофотографії рельєфу поверхні довідновленого карбідокремнієвого матеріалу з різним збільшенням; а) $\times 50$; б) $\times 100$; в) $\times 200$

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 карбідокремнійвміщуючих вогнетривів таких як шамотокарборундові та динасокарборундові [8].

Висновки: проведені мікроструктурні і фазові дослідження довідновленого карбідокремнійвміщу-

ючого матеріалу. Показано, що отриманий продукт за своїм хімічним складом близький до аморфу та не відповідає вимогам, що пред'являються до абразивною карбіду кремнію за політипним складом, проте може використовуватися в металургії, для виробництва вогнетривів. В подальших роботах передбачено досліди по збагаченню довідновленого карбідокремнійвміщуючого 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 (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 - Днепрпетровск, 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'янюк І.В. Технологія отримання вуглець-карбідокремнієвих брикетів і застосування їх для навууглецювання сталевих ванн: 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. Деревянюк 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., Beliayev A.E., Boltovets N.S. and etc. / according to the total ed. A.E. Belyaev, R.V. Konakova.- Kharkiv: «ISMA». 2010. - 532 p. URL: 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. Derevianko 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.

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.05.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.05.2023

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 термодинамічних 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, мікрорентгенофлуоресцентний, 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 10–10⁴°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 10–10⁴°С/с. **Наукова новизна.** Встановлено, що нагрів вище лінії ліквідусу на 50 °С та 150 °С та охолодження зі швидкостями 10–10⁴°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 10³°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 10²°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 10–10⁴ °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 10–10⁴ °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 10–10⁴°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 10³°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 10²°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 мор-



Філоненко Н.Ю. – к.т.н., ІЧМ ім.З.І.Некрасова
Бабаченко О. І. – д.т.н., ІЧМ ім.З.І.Некрасова
Кононенко Г. А. – д.т.н., ІЧМ ім.З.І.Некрасова
Волчук В.М. – д.т.н., проф. УДУНТ

Filonenko N. – c.t.s.
Babachenko O. – d.t.s.
Kononenko G. – d.t.s.
Volchuk V. – d.t.s.

фология дендритів заліза подібна до морфології льоду [1–2]. Автори робіт [1–2] наводять результати 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 утворюються 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 термокінетичних 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 безперервнолитої заготовки (сталі № 1), який був визначений за ківшевою пробєю в лабораторії ТОВ «МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ».

Швидкість охолодження зразків складала від 10³ °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_н=1550 °C) та 150 °C (T_н=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 ~ 10² °C/c, середню ~ 10² °C/c та тонку ~ 10³ °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».

Мікроспектроскопичний 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». Рент-

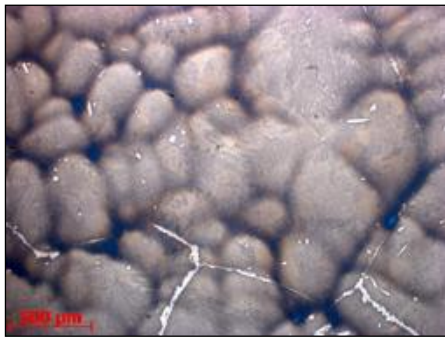
геноструктурний аналіз здійснювали на дифрактометрі ДРОН-3 у монохроматизованому Fe-Kα випромінюванні.

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). Збільшення температури нагріву вище лінії ліквідусу до 50±10 °C та охолодження зі швидкістю ~10 °C/c 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±10 °C 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 твердо-го заліза.

При збільшенні швидкості охолодження ~10²°C/c для сталі №1 відбувається зменшення розмірів дендритів на 50–55 % та міждендритної відстані на 30–35 %, у порівнянні зі швидкістю охолодження 10 °C/c (рис.2, а).



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, $\times 100$



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 вище температури ліквідусу та охолодження зі швидкістю 10^2 °С/с, $\times 100$

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

100 мкм, а відстань між гілками дендритів складала 5–7 мкм.

В сталі №2 після нагріву на 150 °С 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/с 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/с 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/с 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/с, що ймовірно відбувається через тривалу зворотну дифузію, яка має місце при повільних швидкостях охолодження [7].

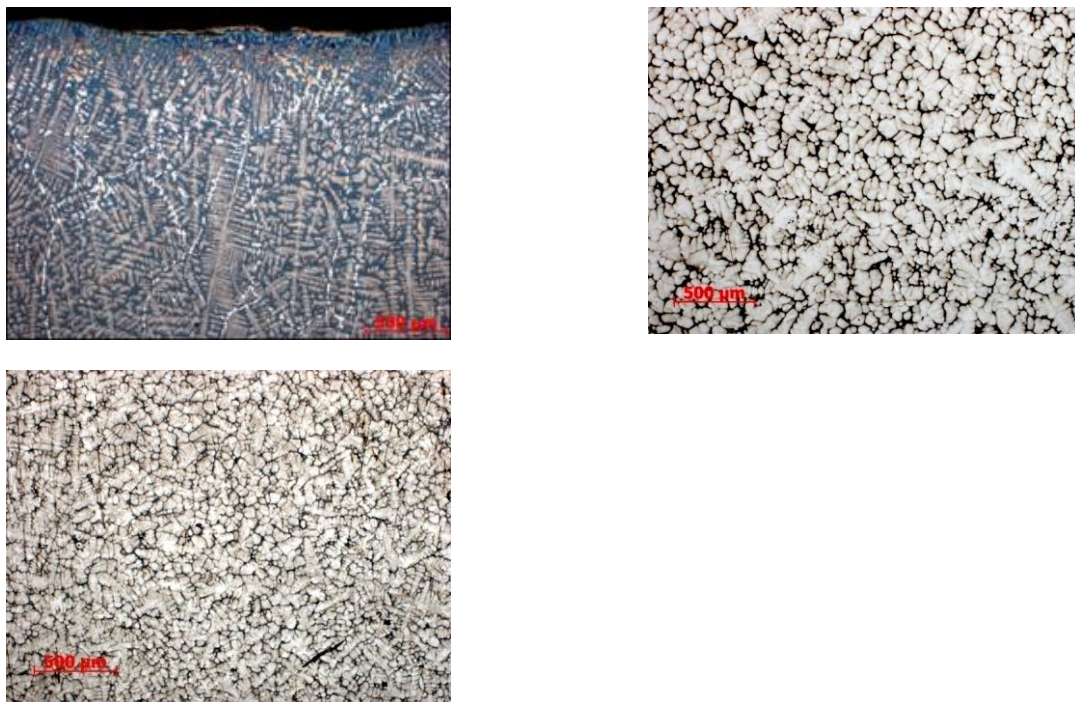
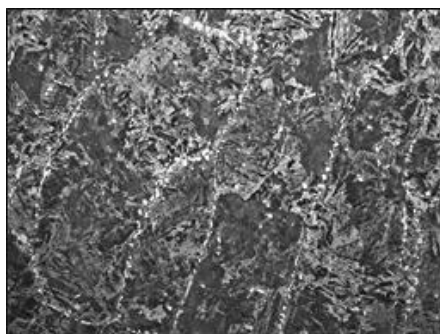


Рис. 3. Мікроструктура зразків: а) БЛЗ сталі №1 в центральній частині; б) при нагріві сталі №2 на 50 °C вище температури ліквідусу та охолодження зі швидкістю 10^3 °C/с; в) при нагріві на 150 °C вище температури ліквідусу та охолодження зі швидкістю 10^3 °C/с, $\times 100$

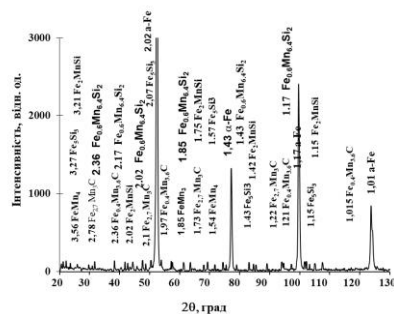
Для сталі №2, яка мала нагрів на 50 °C вище температури ліквідусу та швидкість охолодження 10 °C/с в дендритах вміст марганцю був 0,34 % (мас.), а кремнію – 0,45 % (мас.); в міждендритному просторі марганцю до 0,42 % (мас.), а кремнію до 0,48 % (мас.). Збільшення температури нагріву вище лінії ліквідусу 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 ліквідуючи концентраційне переохолодження розплаву, що призводить до зменшення мікросегреції у міждендритному просторі.

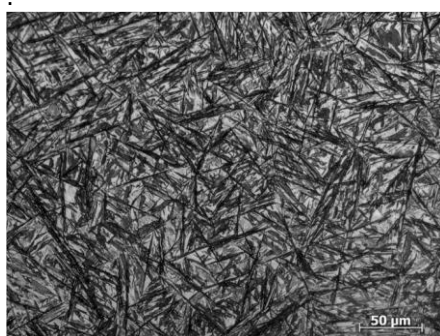
Мікроструктура сталі №1 поверхневої зони містила мартенсит та спостерігали утворення наступних фаз: складний карбід – $\text{Fe}_{0,4}\text{Mn}_{3,6}\text{C}$, FeSiC та фази – Fe_5Si_3 , $\text{Fe}_{0,68}\text{Mn}_{6,4}\text{Si}_{2,1}$ (рис. 4)



а

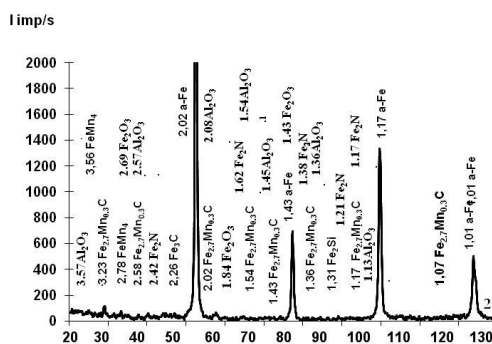


б

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

а

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. Мирошніченко І.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: Spravochnik. / pod red. V.A. Efymova. –M.: Mashynostroenye, 1991. –436 s.
4. Myroshnychenko Y.S. Zakalka yz zhydkoho sostoiannya Moskva. Metallurhiya 1982. 168 s.
5. N. lu. Filonenko N.lu., 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. T. 45, s. 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.2413.280323.52.945.
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..

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.05.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.05.2023

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 fac-

tors, 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.

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

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

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

$$A_{ex} \Delta t = \vec{p} dS_c d\vec{l} dt = d(m_d \vec{v}) d\vec{l} = \int (m_d \int d\vec{v} + v \int dm_d) d\vec{l} =$$

$$= \rho \int (V_d \int d\vec{v} + \vec{v} \int dV_d) d\vec{l} = \rho V \int (e \int d\vec{v} + \vec{v} \int de) d\vec{l}, \quad (2)$$

where $m_d = \rho V_d$ is the mass of the displaced volume of the deformable substance; ρ – 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

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

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

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

their distributions $\vec{f}_S$ over the area S of all surfaces 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,

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 ε_{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 ΔE_{ab} that the substance of a body absorbs during its course is determined by the value of uncompensated

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

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

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

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

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

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.

energy flow passing through the contact surface area of the body over the time interval Δt :

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

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

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

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]

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 sys-

tem 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

$$A_{in}\Delta t = \int_{t_0}^t \int_V dGdt - \int_{t_0}^t \int_V f_{ij}d\varepsilon_{ij}dVdt. \quad (9)$$

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

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

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

$$A_{in}^r\Delta\tau = \int_{\Delta\tau} \int_V dA_{in}^r dt = \int_{\Delta\tau} \int_V dGdt - \int_{\Delta\tau} \int_V \int_0^\varepsilon f_{ij}d\varepsilon_{ij}dVdt = -S \int_{\Delta\tau} \int_V dTdt - T \int_{\Delta\tau} \int_V dSdt, \quad (11)$$

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

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

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 $dG - f_{ij}d\varepsilon_{ij}dV$ determines 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:

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

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://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 Fording 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. 66, 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.

Надійшла до редакції / Received by the editorial board: 01.05.2023
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.05.2023

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

Особливості технології вакуумтермічного отримання літію

Ihnatiev V, Kolbin M, Holovachov A, Yaroshenko Ya

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 металевого літію, заснованого 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 ферросиліцію й первинного та вторинного алюмінію, в якості флюсу – порошок вапна. Процес здійснюється на брикетованій шихті у вакуумній реторті, що нагрівається газом. Сировиною для одержання літію служать оксид літію, який отримують шляхом термічного розкладу карбонату літію.

Проведено аналіз технологічних схем вакуумтермічного способу отримання металевого 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 Li_2O у складі вітчизняних літієвих 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 - Li_2O 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 засновано на реакції відновлення металу з його сполук іншими металами, активнішими, при нагріванні. У загальному вигляді ця реакція описується рівнянням:



© Ігнат'єв В.С. – к.т.н., доц. УДУНТ
Колбін М.О. – к.т.н., доц. УДУНТ
Головачов А.М. – к.т.н., доц. УДУНТ
Ярошенко Я.О. – аспірант УДУНТ

Ihnatiev Volodymyr, – c.t.s., docent USUST
Kolbin Mikola, – c.t.s., docent USUST
Holovachov Artem, – c.t.s., docent USUST
Yaroshenko Yaroslav – PhD student at USUST

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:

$$Li^{+} + e^{-} \rightarrow Li_{p} \text{ (катод)},$$
$$2Cl^{-} - 2e^{-} \rightarrow Cl_{2(aз)} \text{ (анод)}.$$

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). Ос-

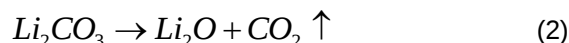
новні результати цих досліджень викладено у цій статті.

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/см³.

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 присут-

ності Al_2O_3 - при 900°C , з $\text{Li}_2\text{CO}_3/\text{Al}_2\text{O}_3 = 1,0$, 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 ($\text{Li}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$).

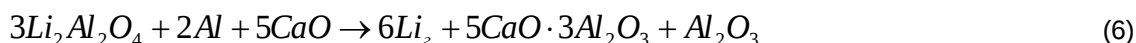
Теорія та технологія вакуумтермічного отримання літію. Вакуумтермічний процес має два різновиди: силіко- і алюмініотермічний. В силі-

котермічному процесі відновником служить кремній (зазвичай у вигляді 75 %-вого феросиліцію), в алюмініотермічному - алюмінієвий порошок (вторинний або електролітичний).

Відновлення вихідної сполуки (для літію це оксид Li_2O) кремнієм або алюмінієм термодинамічне можливе при нормальному тиску в області високих температур. При цьому частина оксиду Li_2O зв'язується в силікат та алюмінат за реакціями:



Щоб знизити втрати літію у вигляді силікату та алюмінату в шихту додають вапно, яке зв'язує оксиди SiO_2 і Al_2O_3 у кальцієвий силікат і алюмінат, витісняючи при цьому літій за реакціями:



Ці ендотермічні реакції оборотні і при атмосферному тиску протікають вправо при температурі вище за температуру кипіння літію (1370°C). Однак у вакуумі $\leq 0,1$ мм рт. ст. утворення літію відбувається вже нижче 1000°C . Присутність у шихті вапна сприяє зниженню температури утворення літію за рахунок шлаку з ортосилікату кальцію і кальцієвого алюмінату.

Зниження температур реакцій (5) та (6) залежить від залишкового тиску в системі та від складу шлаку. При цьому константа рівноваги реакції відновлення визначається лише тиском пару літію. При н. у. літій має відносно невелику леткість, при

нагріванні до 1000°C - 40 мм рт. ст., до 1200°C - 200 мм рт. ст. У вакуумі ($\leq 0,04$ мм рт. ст.) літій починає випаровуватись при 600°C .

Дані про рівноважну пружність пара літію показують, що відновлення оксиду Li_2O термодинамічне можливе при $1100\text{--}1150^\circ\text{C}$. Для досягнення прийнятної швидкості реакції залишковий тиск в системі має бути нижче рівноважного. При залишковому тиску менше 0,1 мм рт. ст. силікотермічне відновлення Li_2O здійснюється при 1200°C .

Літій можна отримати відновленням алюмінату порошком алюмінію за реакцією:



Ця реакція не вимагає введення в шихту вапна, що забезпечує отримання літію високої чистоти. Рівноважний тиск пара літію для цієї реакції становить 100 мм. рт. ст. при 1100°C . Практично відновлення алюмінієм можна здійснити при 1250°C і залишковому тиску 0,5 мм рт. ст.

Досвід, накопичений в металургії магнію та кальцію показав, що технологічна схема вакуумтермічного процесу включає наступні операції: подрібнення компонентів шихти (оксид, відновник, вапно); підготовка шихти та її брикетування; відновлення металу у вакуумних ретортах; конденсація пара металу в зоні охолодження реторти; рафінування металу та його переплав на зливки. Всі ці операції необхідні і для вакуумтермічного одержання літію.

Основним агрегатом вакуумтермічного процесу є горизонтальна вакуумна ретортна піч, опалювана газом. У ретортній печі в один ряд встановлюють десятки реторт.

Реторти виготовляються з жаростійкої сталі і вони складаються з двох частин: основна частина, в якій відбувається відновлення (реакційна зона), знаходиться всередині печі і є литою трубою з привареним днищем. До іншого кінця приварена водоохолоджувана головка реторти (зона конденсації). Холодний кінець реторти закривається герметично кришкою, яка дозволяє проводити завантаження шихти і витягувати конденсат металу. Метал осідає на стінках конденсатора у вигляді щільного осаду кристалів. Цей осад переплавляють на зливки. Недоліком процесу є його періодичність і порівняно невелика продуктивність.

Методика дослідження. Для визначення оптимальних параметрів вакуумтермічного відновлення оксиду літію кремнієм і алюмінієм використовували лабораторні досліди на установці, схема якої представлена на рис. 1. Установка являє собою вакуумну реторту, що обігривається газовим пальником. Як вихідну сировину застосовували оксид і алюмінат крупністю ≤ 1 мм. Відновниками

служили порошкові феросиліції марки ФС75 та алюмінієвий порошок марки ПАП-1 з розміром частинок ≤ 1 мм. В якості флюсу використовували порошкове вапно. Співвідношення компонентів шихти вибирали згідно з стехіометрією реакції відновлення. Перед дослідом суміш компонентів брикетували у валковому пресі без зв'язуючого. Брикет циліндричної форми мали масу 250-300 г. Наважка шихти з брикетів складала 3,5-5 кг. Параметри вакуумтермічного процесу варіювали в

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.

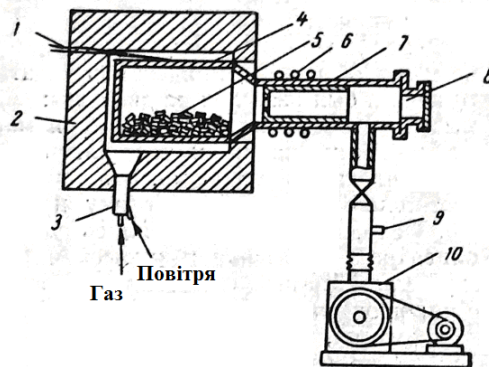


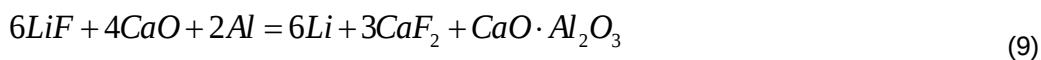
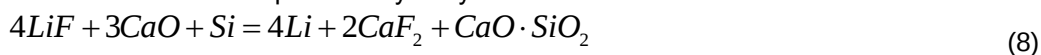
Рисунок 1. Схема лабораторної установки для одержання літію вакуумтермічним способом.

- 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_4 і AlF_3 . 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_2 і перешкодити утворенню летучих фтори дів SiF_4 і AlF_3 . 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.

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 літєвої промисловості України. Вакуумтермічне отримання літію має такі переваги перед електролізом:

- використання як сировини дешевої сполуки літію - оксиду Li_2O у складі вітчизняних літєвих руд;
- більш висока продуктивність процесу;
- застосування як відновників та флюсів не дорогих матеріалів вітчизняного виробництва;

відсутність екологічних проблем із хлором.

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

Параметри та показники процесу	Вакуумтермічний процес		Електролітичний процес
	Силікотермічний	Алюмінотермічний	
Початкова сировина	Оксид літію - Li_2O	Оксид літію - Li_2O 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 їх співвідношення	$Li_2O + Si + CaO = 1:1:4$	$Li_2O \cdot Al_2O_3 + Al = 3:4$	$LiCl + KCl = 1:1$
Вид шихти	Брикети	Брикети	Порошок
Температура, °C	1200	1100	400-460
Залишковий тиск, мм рт. ст.	$\leq 0,1$	0,1-0,5	760
Тривалість процесу, година	2-3	1-2	6
Вилучення літію, %	88-90	92-94	85
Вміст домішок, %	$\leq 0,01 Si, Ca$	$\leq 0,04 Al, Si$	0,8-1 Na, 0,2-0,3 K
Продуктивність процесу, кг/год	6,0	7,1	4,2

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

Спочатку при 450 °C відганяють домішки кремнію, кальцію, калію та натрію. Потім при 650-800 °C відганяють літій під тиском $\approx 10^{-5}$ мм рт. ст. При охолодженні пару літію до 300-420 °C 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 літієвих акумуляторів для комп'ютерної техніки та тягових батарей для електротранспорту, у виробництві кераміки та скла.

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

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

Простішим і дешевим способом отримання металевго 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 Li_2CO_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 °C) 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 літієвої 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 – ЗГИА, Запоріжжя, 2007 – 351 с.
8. И.Ф. Червоний, В.Н. Бредихин, В.П. Грицай, В.С. Игнатьев и др. Цветная металлургия Украины, т.1, ч.1, монография – Запорожье: ЗГИА, 2014 – 385 с.

Reference

1. Osnovy metallurgii. T.3. Legkie metally / otv. red. A.I. Belyaev, N.S. Greyver – M.: Gosud. nauch. tehn. izd-vo literatury po chernoy i tsvetnoy metallurgii, 1963 – 510 s.
2. A.Yu. Tayts, V.I. Roz , V.M. Cheltsov, trudy 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.: Internet. Inzhenering, 2000 – 158 s.
6. Tarasov A.V. Proizvodstvo tsvetnykh metallov i splavov. Spravochnik v 3-h t. – tom 2 Proizvodstvo legkikh, redkikh tsvetnykh i dragotsennykh metallov – M.: IKTs. Akademkniga, 2007 – 516 s.
7. PozhuEv V.I., Ivaschenko V.U., Chervoniy I.F. Metalurgiya kolorovih metallv. Pidruchnik – ch.1 SirovinnI resursi I virobnitstvo – ZGIA, Zaporizhzhya, 2007 – 351 s.
8. I.F. Chervoniy, V.N. Bredihin, V.P. Gritsay, V.S Ignatev i dr. Tsvetnaya metallurgiya Ukrainyi, t.1, ch.1, monografiya – Zaporozhe: ZGIA, 2014 – 385 s.

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.05.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.05.2023

УДК 669.187.56.001.1

<https://doi.org/10.34185/tpm.2.2023.05>

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 сталевих ковальського зливка і розвитку у ньому дефектів усадкового походження.

Методика. Дослідження проводили шляхом фізичного моделювання на холодній прозорій моделі яка імітує поєздовжній переріз зливка. Модель виконана у масштабі 1:15 з дотриманням геометричної подібності до натурного 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 сталевих 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: зливки, 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 electros slag 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, electros slag heating, electros slag feeding

Вступ. Основними споживачами великих ковальських зливоків є енергетичне та важке машинобудування. З таких зливоків 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 зливоків (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 усадко-

©

Протоковілов І.В. – д.т.н., Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
Порохонько В.Б. – к.т.н., Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України

Protokovilov I. - d.t.s. E.O. Paton Institute of Electric Welding, NAS of Ukraine
Porokhonko V. - c.t.s. E.O. Paton Institute of Electric Welding, NAS of Ukraine

ується поковою 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-тонного 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 зливків дуже

складні і затратні. В цих умовах доцільно застосовувати методи фізичного моделювання на холодних 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 сталевих 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).

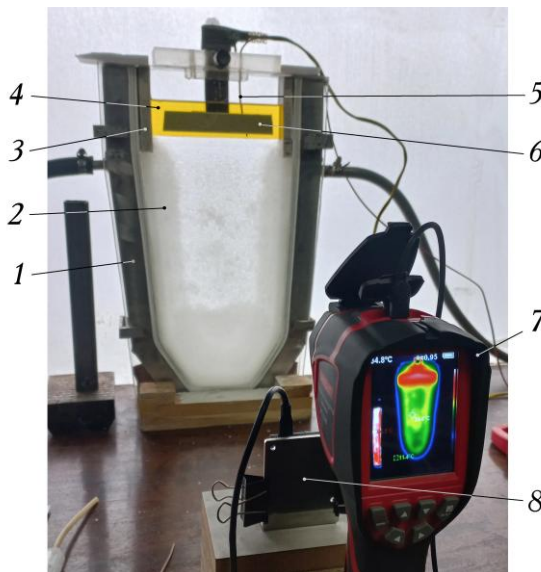


Рис. 1. Зовнішній вигляд фізичної моделі для дослідження процесу кристалізації ковальського зливка: 1 – водоохолоджувані профіль; 2 – стінка з оптично прозорого матеріалу; 3 – теплоізолюючі накладки; 4 – рідина, що моделює шлакову ванну; 5 – термопара; 6 – нагрівальний елемент; 7 – тепловізор; 8 – відеокамера

Модель являє собою плоску ємність, що імітує повздовжній переріз зливка. Модель виконана у масштабі 1:15 з дотриманням геометричної подібності до натурного об'єкту – 205-тонного 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. Зазначений масштаб моделі обраний з урахуванням наявного досвіду моделювання подібних процесів і з необхідності збереження явищ, характерних для процесів твердіння великих зливків.

Нижня та бічні стінки моделі виготовлені з водоохолоджуваного металевих 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 $48,3^\circ\text{C}$ і він зберігає 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 зливків, 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 (ламінальний 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 натурного 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 натурного 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 термодатчиків, розташованих на 2...4 мм вище межі

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

Для імітації процесу електрошлакового підживлення, у розплав, на заключній стадії твердіння зливка, періодично, невеликими порціями вводили підігрітий до 60...65 °C 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 термодатчиками. Для оцінки теплових процесів при кристалізації зливка проводили термометрування поверхні моделі протягом всього часу твердіння з використанням термометру 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, °C	Температура підігріву, °C	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 зливків, 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 зливків та термометрування їх поверхні представлені на рис. 3-4.

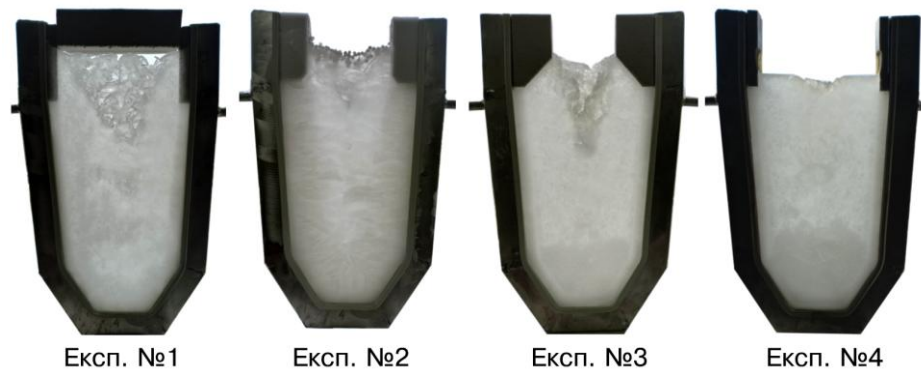


Рис. 2. Зовнішній вигляд модельних зливків після повного твердіння

Аналіз отриманих даних вказує на те, що електрошлаковий обігрів сприяє збільшенню кута α , який характеризує геометрію фронту кристалізації металу (рис. 3). За відсутності електрошлакового обігріву (експ. №1-2) кут α 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 збільшення кута α не спостерігалось. Внаслідок цього, як в експериментах № 1-2 без ЕШО, так і в експерименті № 3, по осі модельних зливків 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.).

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 збі-

льшується 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 прибутковій 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 спостерігалась 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.

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 дефектів 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 вводиться з порціями підігрітого до $60...65^\circ\text{C}$ розплаву, а також перемішуванню ванни, яке ініційоване потоками цього розплаву.

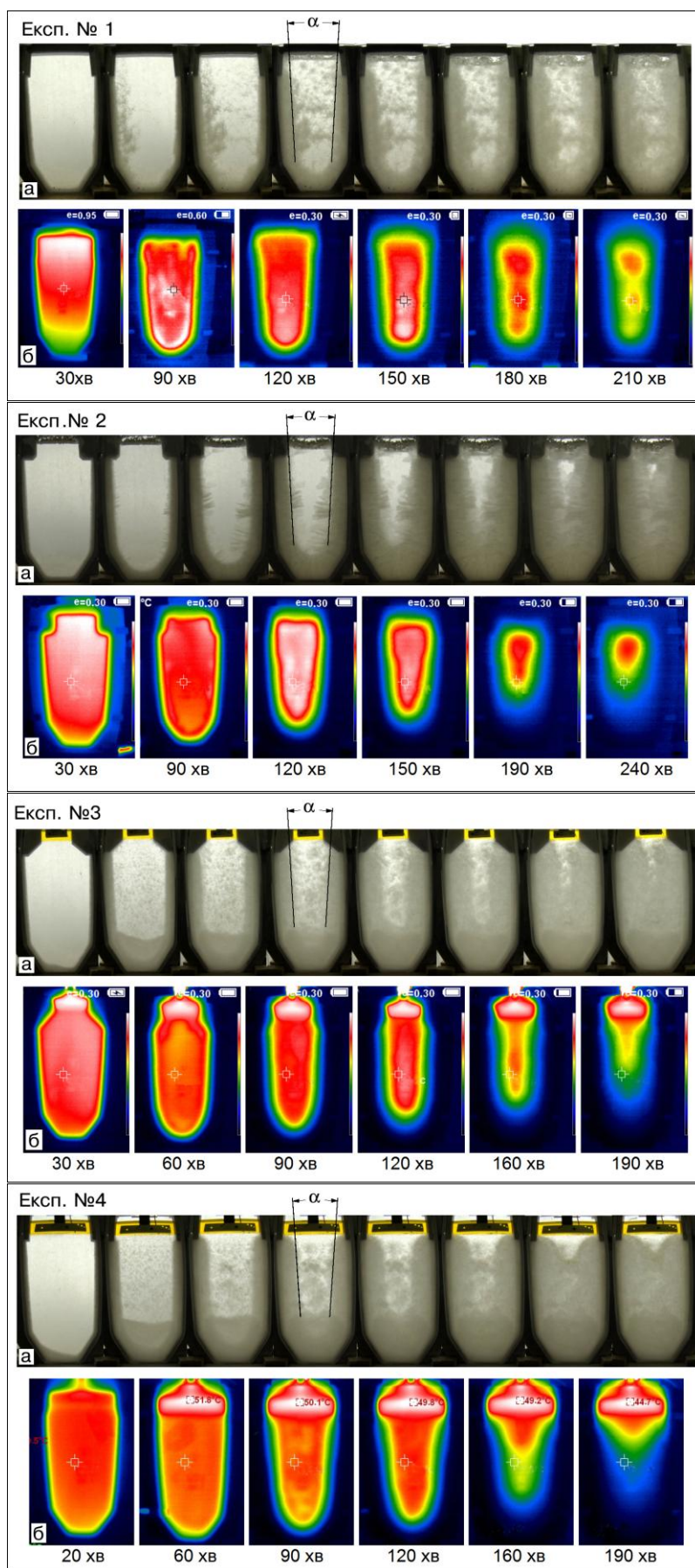


Рис. 3. Динаміка процесу твердіння (а) і термометрування поверхні моделі (б) під час твердіння зливків

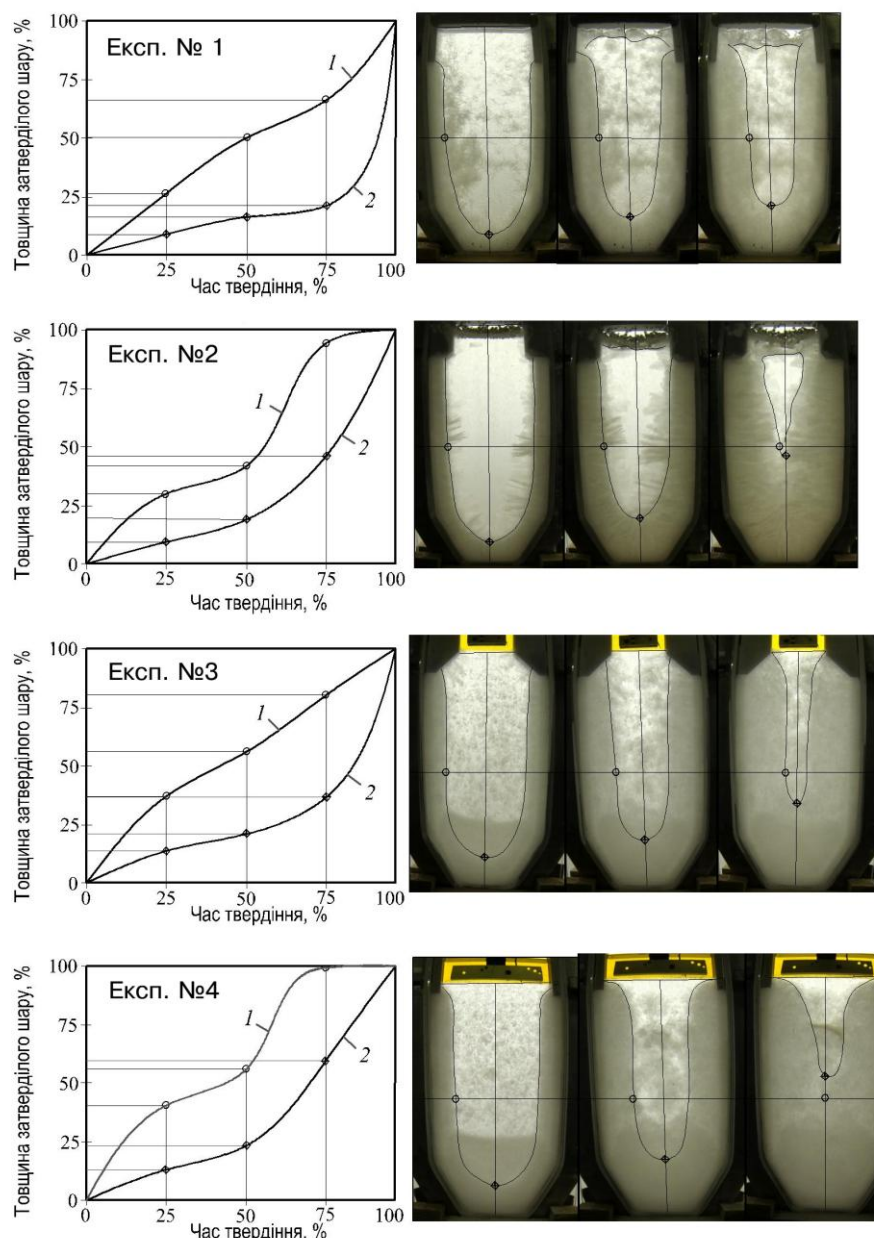
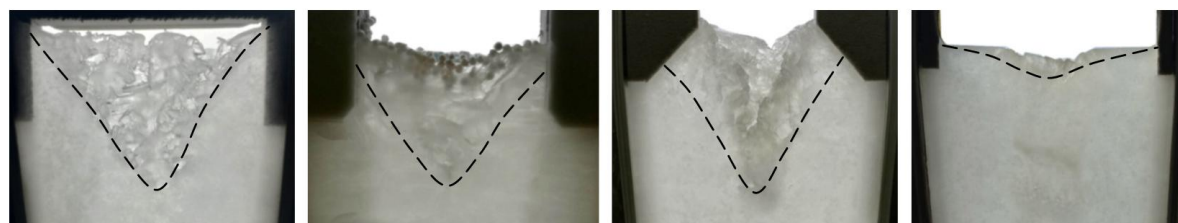


Рис. 4. Динаміка процесу твердіння у горизонтальному (1) і вертикальному (2) напрямках



Експ. №1

Експ. №2

Експ. №3

Експ. №4

Рис. 5. Структура головної частини модельних зливків

Щодо формування нижньої частини модельних зливків 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 перекриває обсяги рідкого металу, що знаходяться нижче, і усклад-

ное 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 зливків в виливниці. Це говорить про якісну відповідність розробленої фізичної моделі натурному процесу.

Висновки.

1. Розроблено фізичну модель для вивчення процесів твердіння 205 тонного сталевих 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 ліквацийних 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 зливків (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, отливается в изложнице. Современ. электрометаллургия. 2013. № 1. С. 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 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. Протокивиллов И.В., Порохонько В.Б., Биктагиров Ф.К. и др. Физическое моделирование кристаллизации слитков в изложнице в условиях электрошлакового обогрева и подпитки. 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., Biktagirov F.K. et. al. Physical modeling of ingot crystallization in a mold under conditions of electroslog 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. M.: Mashinostroenie. 2001. 208 p.

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.05.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.05.2023

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 отримуються якісний виливок з однорідною структурою та поверхнею. Саме тому пошук нових сплавів дає змогу підвищити шанси лиття заготовок і розширити 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 дорожчих 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 дорожчих 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.



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

2. Виготовлення майстер-моделі за ескізом. Створюється точна воскова або пластикова модель виробу. Це можна зробити за допомогою різних 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-монологіт, 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, проводиться 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, при чому 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 характеристики 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 пробірного 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 дорогоцінного 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 потрібна діаграма золото-срібло-мідь (рис. 5), за якою можна спрогнозувати колір сплаву залежно від пропорцій елементів.

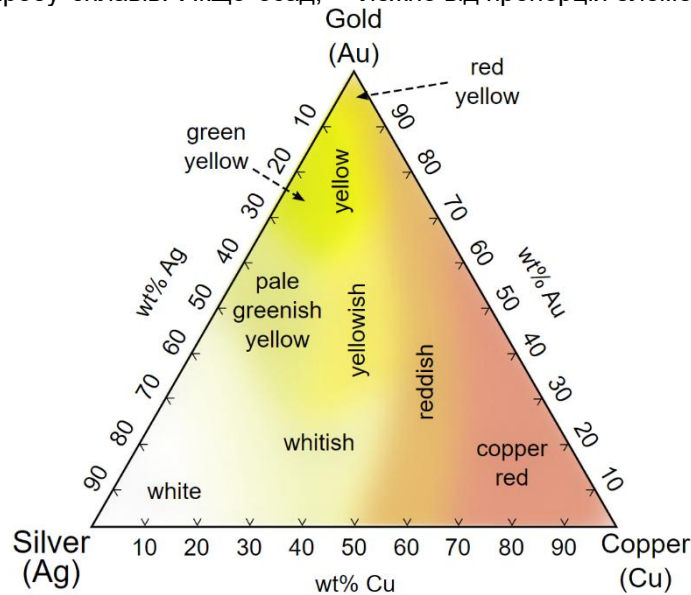


Рисунок 5 – Потрібна діаграма золото-срібло-мідь
[<https://upload.wikimedia.org/wikipedia/commons/thumb/e/e7/Ag-Au-Cu-colours-english.svg/350px-Ag-Au-Cu-colours-english.svg.png>]

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. Оптичні властивості сплавів благородних металів досліджені недостатньо [9].

Вже зараз як серед виробників, так і серед споживачів ювелірних прикрас завоюють 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 приваб-

лівість 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 блакитного кольору, отриманий фахівцем, має у своєму складі 90% чистого золота і, відповідно, є повноцінним ювелірним матеріалом. Антоніассі не спішить розкривати технологію виробництва блакитного 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 вироби 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. Реп'ях С. І. 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>

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.05.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.05.2023

УДК 669.15'74-198:669.018.5

<https://doi.org/10.34185/tpm.2.2023.06>

Шевченко Д. В., Мельник С. О., Приходько С. В., Акреев 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. Різка 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 потужністю 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 легких 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, формувальність 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 балансних та 121,2 тис. тон позабалансних 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

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

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

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 пірометалургійній 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 самоспільних 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 з 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. Зупинимося 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 зрівноважується 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 окислення кремнію при виробництві феронікелю.

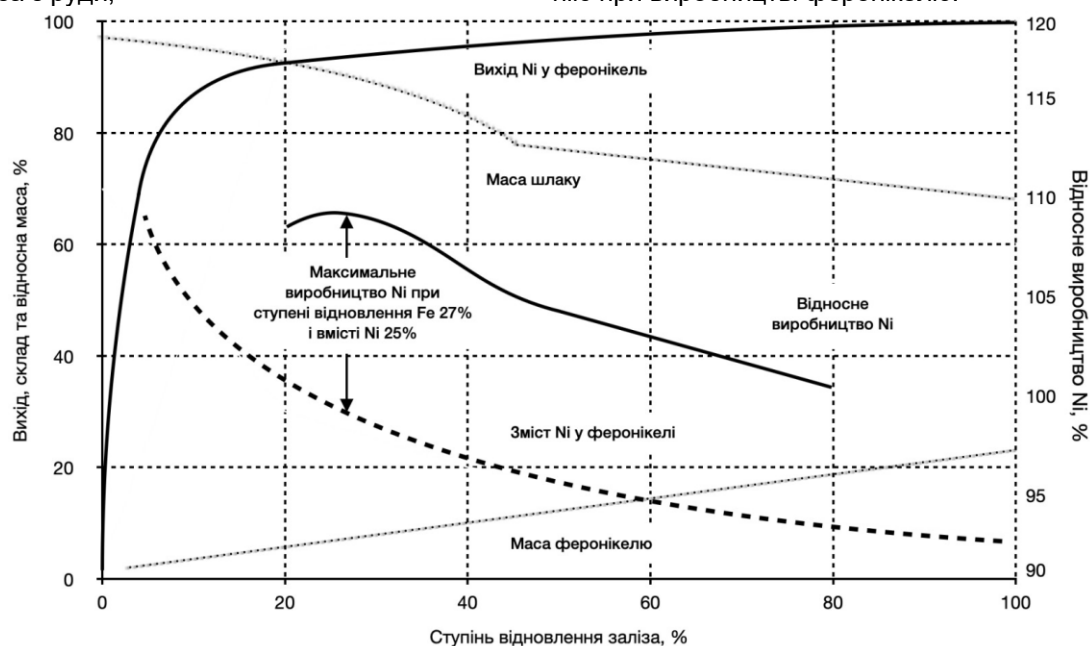


Рисунок 1 - Залежність складу нікелю, виходу, виробництва феронікелю та шлаку від ступеня відновлення Fe

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 води 35 % до вологості 20-23 %, яку можна дозувати та змішувати з вуглецевмісним 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 МВА 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 лімонітів з більш високим вмістом заліза та нижчим вмістом нікелю показав, що збільшення частини лімонітів в перероблюваних 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 конструкцій печі, включаючи вогнетривку футе-

ровку, подальше технологічне управління рудотермічною піччю було можливим за технологією низького 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, пиловуглецеве 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 феронікелевий 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_2O_3 , FeO , $\text{Fe}_{\text{общ}}$, $\text{Fe}_{\text{мет}}$ 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 $\text{Fe}^{(2+)}/\text{Fe}_{(\text{заг})}$ підвищується і відповідно

відношення $\text{Fe}^{(3+)}/\text{Fe}_{(\text{заг})}$ 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].

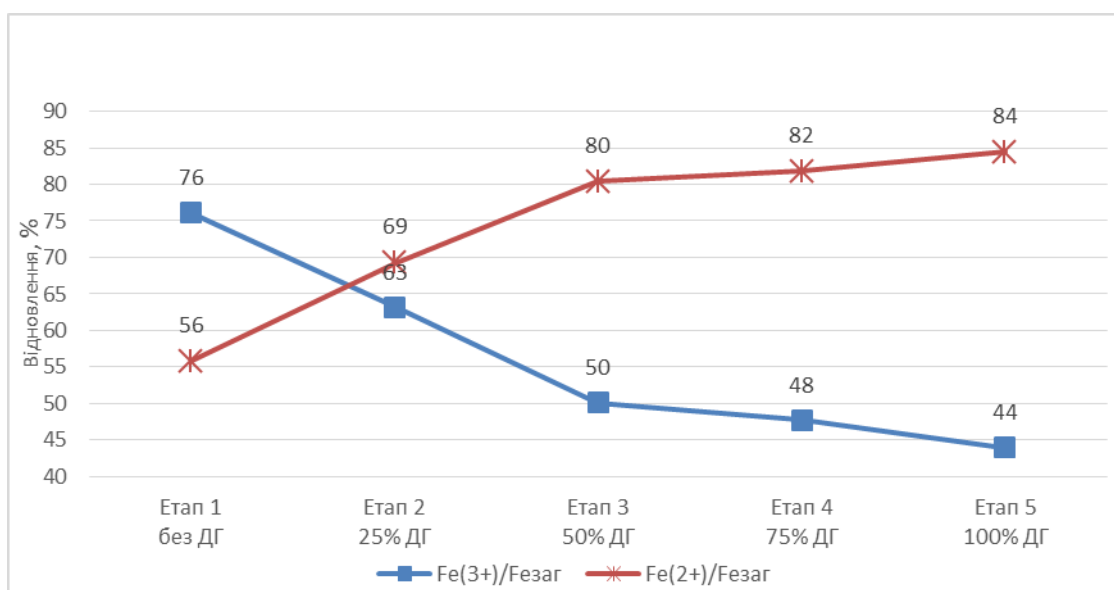


Рисунок 2 - Зміна співвідношень оксидів заліза до загального заліза від відсоткового вмісту вугілля марки ДГ у відновнику

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

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](#) (дата звернення: 15.12.2023)
2. Держгеонедр: Україна володіє величезними запасами літію, нікелю, кобальту та марганцю, які необхідні для виробництва акумуляторів для електромобілів (Євросоюз уже зацікавився). URL: [Госгеонедр: Украина располагает огромными запасами лития, никеля, кобальта и марганца, которые необходимы для производства аккумуляторов для электромобилей \(Евросоюз уже заинтересовался\) \(itc.ua\)](#) (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. Сушинський, Ю.В. Поплавський, Н.Ф. Рябчикова. 2013 р.
9. Щитов А.Є., Галімов М.Д., Окунев О.І. Твердофазне відновлення висококремністої 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: [Госгеонедр: Украина располагает огромными запасами лития, никеля, кобальта и марганца, которые необходимы для производства аккумуляторов для электромобилей \(Евросоюз уже заинтересовался\) \(itc.ua\)](#)
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 instrukttsiia elektroplavka oharka u rudnotermichnykh pechakh № PFK-UV-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 instrukttsiia 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. Sushchynskyi, Yu.V. Poplavskyi, N.F. Riabchikova. 2013 r.
9. Shchytov A.Ie., Halimov M.D., Okuniev O.I. Tverdofazne vidnovlennia vysokokremnistoi rudy z vydilenniam metalizovanoho produktu // Dyfuziia, sorbtsiia i fazovi peretvorennia v protsesakh vidnovlennia metaliv: Zb. - M.: Nauka, 1981.

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.05.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.05.2023

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 20X25Н19С2Л-20Л та ковани ролики. Досліджувані ковані 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 роликах. 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 20X25Н19С2Л-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 ковані 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 проблеми 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

© Хитько О.Ю. – к.т.н., доц. УДУНТ
Шапран Л.О. – к.т.н., доц. УДУНТ
Іванова Л.Х. – д.т.н., проф. УДУНТ

Hitko O. – c.t.s., docent USUST
Shapran L. – c.t.s., docent USUST
Ivanova L. – d.t.s., profssor, USUST

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 конструкцій роликів зони вторинного охолодження МБЛЗ [1].

Одним із найважливіших питань для широкого впровадження безперервного розливання сталі є забезпечення МБЛЗ робочим інструментом – роликами, 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 повздовж 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 роликами.

Матеріали та методи досліджень. Дослідили литі ролики виконань 17X12МФЛ-20Л та 20X25Н19С2Л-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 сталевих литих роликів 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 стаканів, що занурюються. 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 роликами 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.

На рамі роlikової секції встановлені стаціонарні кронштейни 1, на яких закріплено пристрій, що складається зі штока 2 з малим роликком 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 термопари типу ХК з переносним мілівольтметром та протаровані в інтервалі температур 20...500 °С. Для вимірювання прогинів роликів застосовували

витратні датчики типу ЛХ707 зі спеціальними передатними пристроями, що дозволяють винести 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.

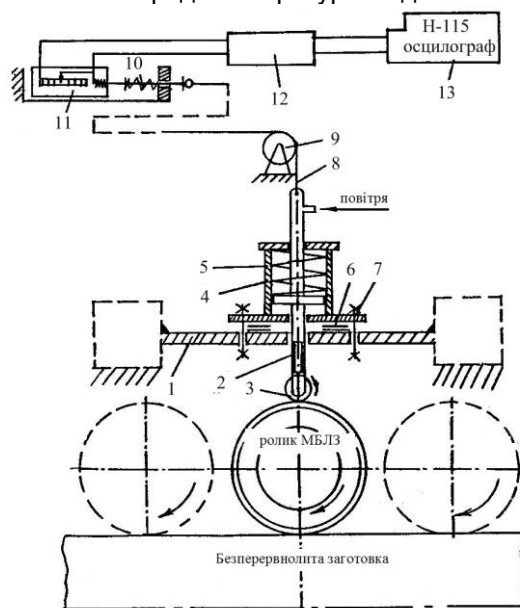


Рис. 1. Схема пристрою для визначення прогинів: 1 – кронштейн; 2 – шток; 3 – ролик; 4 – пружина; 5 – корпус; 6 – прокладки; 7 – болтові з'єднання; 8 – струна; 9 – блок; 10 – пружина; 11 – датчик переміщення; 12 – електропанель; 13 – осцилограф

Температурне поле поверхні бочки ролика досліджували при розливанні на МБЛЗ великогабаритних заготовок перетином 300x1850 мм. Контактні термопари 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 контактної термопарою.

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 прогинів 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, зварену в поздовжню балку роликової секції. Після проходження серії плавов 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 17Х12МФЛ-20Л та 20Х25Н19С2Л-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.

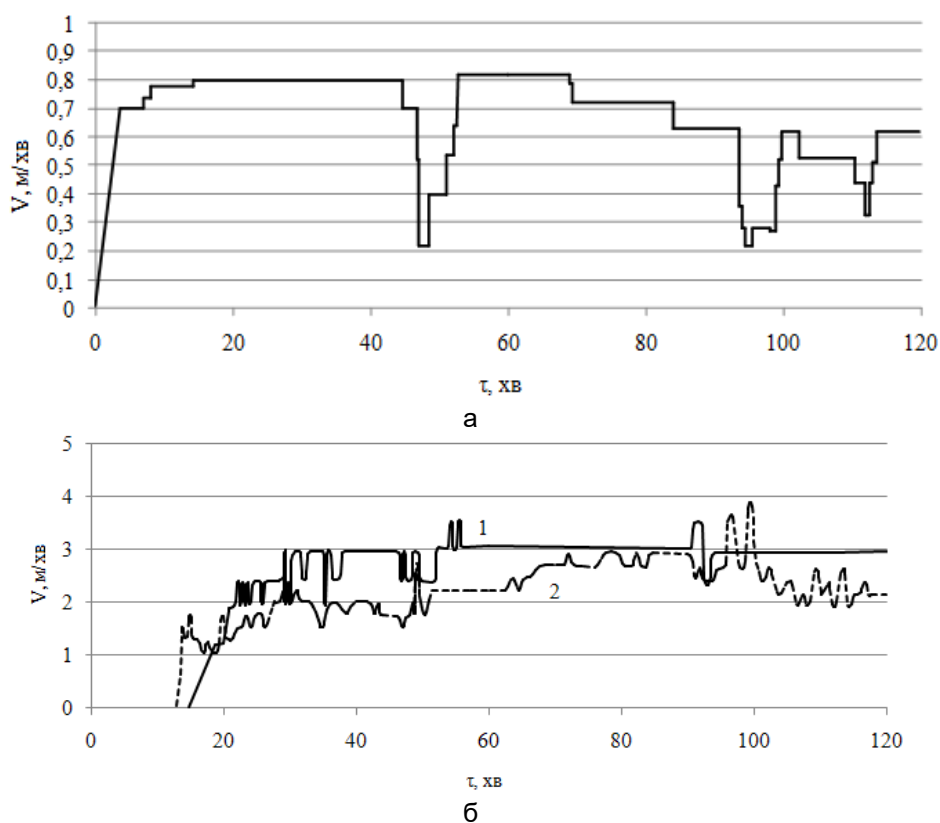


Рис. 2. Зміна швидкості розливання, а також прогинів біметалевого (1) і кованого (2) роликів у початковому (а) та встановленому (б) періодах

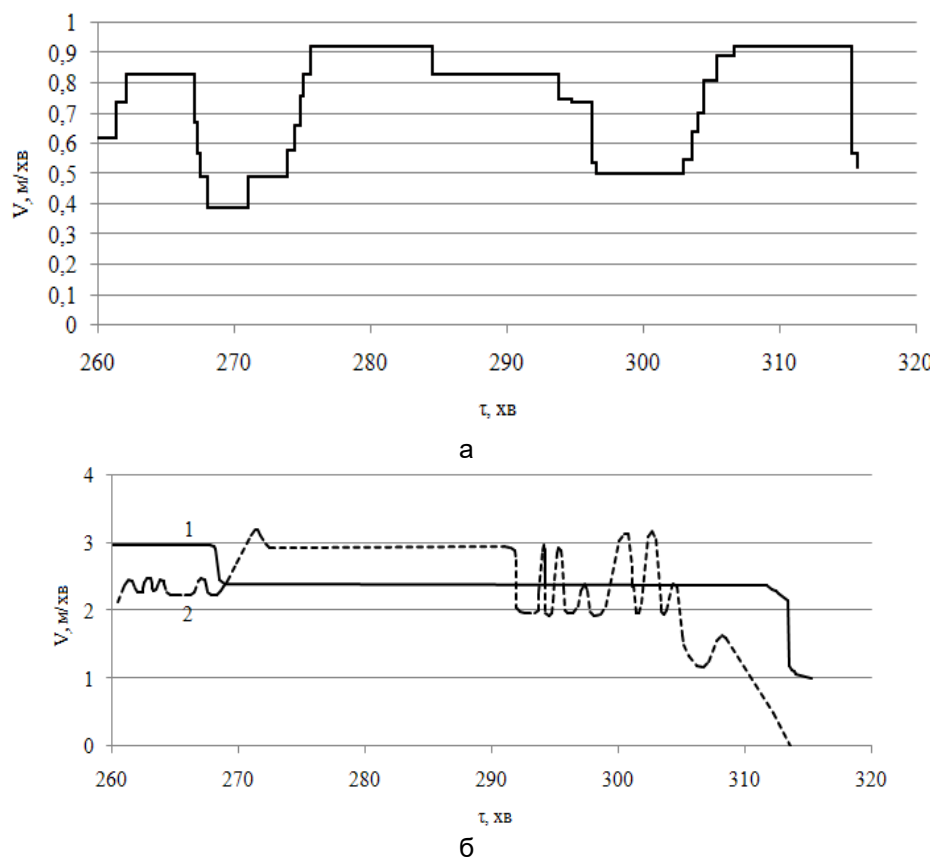


Рис. 3. Зміна швидкості розливання, а також прогинів біметалевого (1) та кованого (2) роликів у заключному періоді плавки, що підтверджує їхню стабільну працездатність

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 17Х12МФЛ – 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 ефективне 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 виробництва 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. Соя // Підвищення технічного рівня та вдосконалення технологічних процесів виробництва виливків: V Республ. наук.-техн. конф., Липень 1990: тези докл., Птом - Д., 1990. - С. 38 - 40.

Надійшла до редакції / Received by the editorial board: 01.05.2023
Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.05.2023

Засельський В. Й., Пополов Д. В.

Лабораторні дослідження ефективності грохочення залізовмісної сировини на грохоті з вільно-укладеною сіячою поверхнею

Zaselskyi V., Popolov D.

Laboratory studies on the efficiency of screening iron-containing raw materials using a screen with a freely laid screen surface

У статті розглянуто результати дослідження впливу кінематичних і динамічних параметрів вільно-укладеної сіячої поверхні на ефективність грохочення залізовмісної сировини, що є важливим етапом підготовчих процесів у металургійному виробництві. Для виконання досліджень було розроблено експериментальний стенд, який моделює вібраційний грохот із вільно-укладеною сіячою поверхнею. У процесі експериментів використовували легкогрохотні та важкогрохотні частинки, а залежності ефективності грохочення й поглинальної здатності аналізували відповідно до амплітуди та кутової частоти коливань коробу. Результати досліджень свідчать, що вібраційно-ударна дія на матеріал, який транспортується по вільно-укладеній сіячій поверхні, забезпечує значне підвищення ефективності грохочення. Зокрема, встановлено, що така технологія дозволяє досягти збільшення ефективності грохочення в середньому на 29 % у порівнянні з грохотами, що мають жорстко закріплену сіячу поверхню. Максимальна ефективність була досягнута при амплітуді коливань $2 \cdot 10^{-3}$ м і кутовій частоті 125 с^{-1} , що відповідає прискоренню 35 м/с^2 . Окрім цього, поглинальна здатність вільно-укладеної поверхні зросла на 24,5 % для легкогрохотних частинок та на 77,8 % для важкогрохотних частинок. Проведено розробку й експериментальне підтвердження математичної моделі, яка описує залежність ефективності грохочення від динамічних параметрів грохоту. Наукова новизна досліджень полягає у встановленні оптимальних режимів роботи вібраційно-ударної машини з вільно-укладеною сіячою поверхнею. Практична значущість дослідження полягає в можливості застосування отриманих результатів для підвищення продуктивності сортувального обладнання, зниження втрат металургійної сировини та забезпечення відповідності сучасним технологічним вимогам металургійного виробництва.

Ключові слова: грохочення, вібраційно-ударна дія, сіяча поверхня, металургійна сировина, ефективність, поглинальна здатність.

The article examines the results of a study on the impact of kinematic and dynamic parameters of a freely-laid screening surface on the screening efficiency of iron-containing raw materials, which is a crucial stage in the preparatory processes of metallurgical production. An experimental stand was developed to simulate a vibrating screen with a freely-laid screening surface for the research. During the experiments, easy-to-screen and difficult-to-screen particles were used, and the dependencies of screening efficiency and absorption capacity were analyzed based on the amplitude and angular frequency of the box oscillations. The results indicate that vibrational-impact action on the material transported over the freely-laid screening surface significantly increases screening efficiency. Specifically, it was found that this technology allows for an average increase in screening efficiency by 29 % compared to screens with a rigidly fixed screening surface. The maximum efficiency was achieved at an oscillation amplitude of $2 \cdot 10^{-3} \text{ m}$ and an angular frequency of 125 s^{-1} , corresponding to an acceleration of 35 m/s^2 . Additionally, the absorption capacity of the freely-laid surface increased by 24.5 % for easy-to-screen particles and by 77.8 % for difficult-to-screen particles. A mathematical model describing the dependence of screening efficiency on the dynamic parameters of the screen was developed and experimentally validated. The scientific novelty of the work lies in establishing optimal operating modes for the vibrational-impact machine with a freely-laid screening surface. The practical significance of the research lies in the potential application of the results to improve the productivity of screening equipment, reduce losses of metallurgical raw materials, and ensure compliance with modern technological requirements in metallurgical production.

Keywords: screening, vibrational-impact action, screening surface, metallurgical raw materials, efficiency, absorption capacity.

Вступ

Сучасне металургійне виробництво вимагає реалізацію високоефективних підготовчих процесів, одним із ключових елементів яких є сортування металургійних шихтових матеріалів за споживчими класами. Основною метою цього процесу є видалення некондиційних фракцій, що не відповідають технологічним вимогам конкретних етапів виробництва, таких як коксохімічне, агломераційне чи доменне виробництво. Ефективність сортування суттєво впливає на якість подальшої обробки матеріалу, а отже, і на собівартість кінцевої продукції.

Сортування металургійної шихти, відоме як грохочення, передбачає відокремлення частинок

заданої крупності, для чого використовуються інерційні грохоти. Ці пристрої оснащені сіячими поверхнями різної конструкції та жорсткості, які працюють в умовах однорідних або неоднорідних коливань. Вибір типу грохота та параметрів сіячої поверхні залежить від умов та завдань конкретного технологічного процесу.

Однак, практика показує, що ефективність грохочення залишається низькою, що не відповідає сучасним вимогам підготовки металургійної сировини до спікання та плавлення. Основною проблемою є забивання отворів сіячої поверхні важкопрохідними частками, що призводить до зниження пропускної здатності та ефективності грохочення. Це ставить нагальну задачу вдоскона-

лення існуючих технологій для підвищення якості цього процесу.

Одним із перспективних напрямків є розробка сіячих поверхонь із підвищеною динамічною активністю, здатних до самоочищення та забезпечення інтенсивного впливу на оброблюваний матеріал. Такий підхід дозволить суттєво підвищити ефективність підготовки металургійної шихти, забезпечуючи відповідність сучасним вимогам металургійного виробництва. Таким чином, дослідження, спрямовані на підвищення ефективності процесу грохочення металургійних шихтових матеріалів, мають значний практичний інтерес і є надзвичайно актуальними.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми

Сучасні підходи до підвищення ефективності грохочення базуються на впровадженні активних сіячих поверхонь, які забезпечують інтенсивну взаємодію з матеріалом. Одним із таких рішень є технологія «Flip-Flow», широко застосовувана за кордоном [1-3]. Ці сита виготовляються з поліуретанових матів із отворами, розміри яких відповідають заданим відсівним класам. Їх основною перевагою є висока гнучкість і здатність до самоочищення, що дозволяє ефективно працювати з дрібнодисперсними матеріалами. Однак обмежена міцність поліуретанових елементів за високих питомих продуктивностей (понад 58 т/м²·год) значно знижує надійність таких систем. Крім того, хвилеподібний рух сита стає неможливим через надмірні механічні навантаження, що робить ці рішення непридатними для умов металургійного виробництва.

Іншим перспективним підходом є використання грохотів із резонуючими ситами [4-7]. Такі сіячі поверхні дозволяють збільшити амплітуду коливань, зменшити забиваність і, відповідно, підвищити ефективність процесу. Проте вони мають суттєвий недолік: для забезпечення оптимальної роботи необхідно постійно налаштовувати струнні елементи в резонансний режим. У промислових умовах металургійного виробництва, які характеризуються високою продуктивністю та змінною температурою матеріалів, стабільне підтримання резонансного режиму є практично неможливим через швидке зношення елементів сита та зміну їхніх коливальних характеристик.

Також за кордоном використовуються грохоти з безпосереднім збудженням сита, розроблені фірмою «Rheum» [8, 9]. У цих системах вібраційні збуджувачі, встановлені безпосередньо на сіячій поверхні, забезпечуючи додаткові прискорення, які знижують ймовірність забивання отворів і підвищують ефективність грохочення. Проте такі конструкції виявляють недостатню стійкість до умов високої продуктивності та температури, характер-

них для металургійного виробництва, що обмежує їх застосування.

Серед вітчизняних розробок варто відзначити активну самоочисну колосниково-картерну сіячу поверхню, створену в Національній металургійній академії України [10, 11]. Ця технологія дозволяє суттєво підвищити ефективність грохочення матеріалів із щільністю до 0,7 т/м³. Однак її застосування для обробки важких матеріалів, таких як агломерат із щільністю понад 2 т/м³, є неможливим через недостатню механічну міцність конструкції.

Таким чином, аналіз літературних даних демонструє, що, незважаючи на наявність широкого спектра технічних рішень, жодне з них не забезпечує належної ефективності грохочення залізовмісної сировини за умов, характерних для сучасного металургійного виробництва. Це вказує на необхідність подальших досліджень, спрямованих на розробку нових типів сіячих поверхонь, які б відповідали високим вимогам до продуктивності, температуростійкості та механічної надійності.

Мета і завдання досліджень

Метою досліджень було визначення впливу кінематичних та динамічних параметрів вільно-укладеної сіячої поверхні на ефективність грохочення та її поглинальну здатність у грохотах, призначених для сортування залізовмісної сировини металургійного виробництва.

Матеріали та методи досліджень

Для досліджень була розроблена модель вібраційного грохоту з вільно-укладеною сіячою поверхнею, яка проєктувалась з урахуванням теорії подібності [12], взявши за аналог поширений типорозмір грохоту для виділення дріб'язкового класу 5 мм з агломерату (рис. 1).

Досліди проводились на вільно укладеній та закріпленій сіячій поверхні з круглими отворами діаметром 5 мм і коефіцієнтом живого перетину 0,53. Для унеможливлення впливу на ефективність грохочення інших факторів, окрім вищезазначених, гранулометричний склад початкової шихти, на основі відсіву агломерату, підбирався виходячи з вимог забезпечення високої поглинальної здатності закріпленої сіячої поверхні, це здійснювалось за рахунок використання легкогрохотних частинок, розміри котрих обирались з умови, що відношення розміру частинки до розміру отвору сита не повинно перевищувати 0,75, відповідно до рекомендацій [13], та її незабиваності, виходячи з того, що відношення розміру частинки до розміру отвору сита повинно бути більшим за 1,4. Цим критеріям відповідала двофракційна суміш відсіву агломерату у пропорції 50/50: $d_1 = 1,6 \dots 3$ мм та $d_2 = 8 \dots 10$ мм.

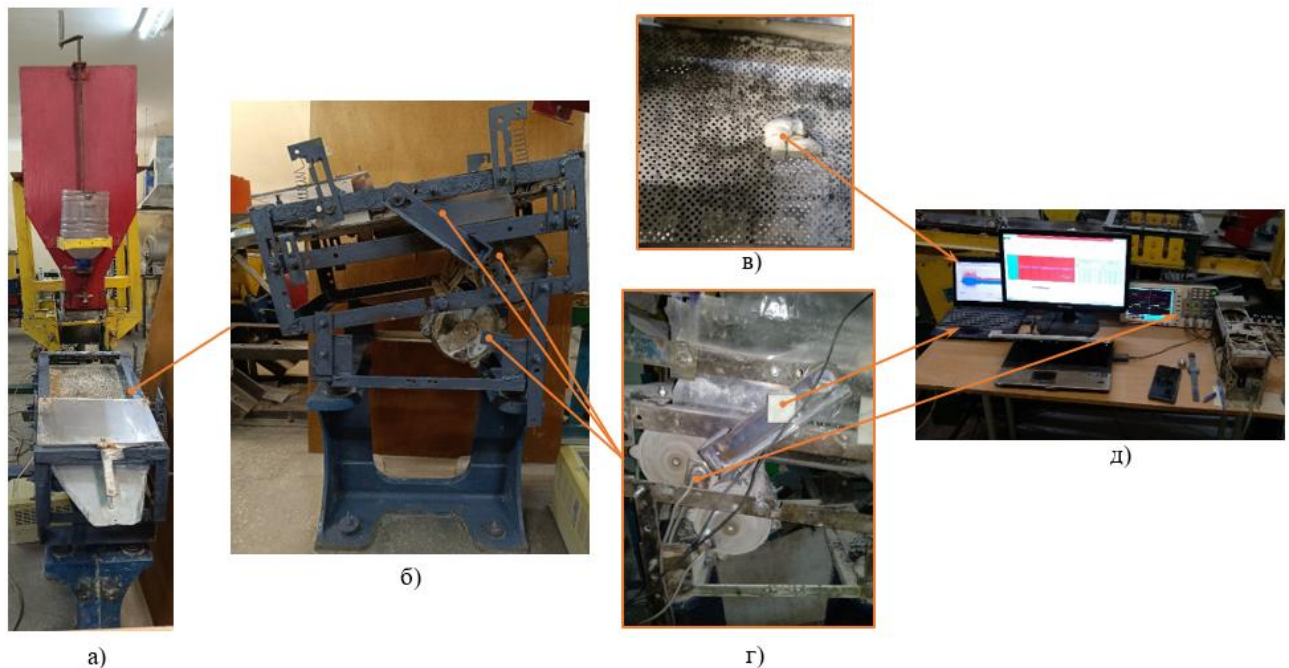


Рисунок 1 – Лабораторна модель машини вібраційно-ударної дії з вільно укладеною сіячою поверхнею

а - лабораторний стенд; б - модель машини вібраційно-ударної дії; в - сіяча поверхня з акселерометром; г - привод з фазовими датчиками та рама з акселерометром; д - вимірювальний комплекс

Гарно перемішаний двофракційний відсів агломерату засипався в бункер і шаром висотою $H_{\text{ш}} = 60$ мм, пропускався через грохот, надрешітний продукт збирався в приймальний бункер, розсівався на початкові класи і зважувався. За результатами експерименту визначали ефективність грохочення за формулою

$$E = \left(1 - \frac{m_{\text{надр}}}{m_{\text{поч}}}\right) \cdot 100 \%, \quad (1)$$

де $m_{\text{надр}}$, $m_{\text{поч}}$ – маса підрешітної фракції в надрешітному продукті та в початковому матеріалі, відповідно, кг.

Також були проведені дослідження по впливу динамічних параметрів грохоту з вільно-укладеної сіячою поверхнею на її поглинальну здатність. Для цього була проведена серія експериментів при постійному значенні висоти шару матеріалу $H_{\text{ш}} = 60$ мм, що транспортується, варіюючи амплітудою вимушених направлених гармонійних коливань коробу та їх кутової частоти. Задля оцінки відмінності перебігу процесу, дослід повторювався в умовах однакових динамічних параметрів коробу і для грохоту з жорстко закріпленою сіячою поверхнею.

В якості матеріалу використовувався відсів агломерату, який поділявся на дві окремі навіски однакової маси, гранулометричний склад котрих під-

бирався з умови наявності в шарі шихти, що розсівається, стовідсотково вмісту легко- та важкогрозотних частинок, виходячи з співвідношення розміру частинки до діаметру отвору сита (5 мм), за рекомендаціями наведеними у [13], було сформовано наступний гранулометричний склад навісок: I – 2...3 мм ($d_i/d_{\text{отв}} = 0,4 \dots 0,6$ – легкогрозотні частинки); II – 4...5 мм ($d_i/d_{\text{отв}} = 0,8 \dots 1$ – важкогрозотні частинки).

Підготовлена навіска монофракційного відсіву агломерату завантажувалась в бункер, шаром висотою $H_{\text{ш}} = 60$ мм пропускалась через грохот, підрешітний продукт збирався в приймальний бункер і зважувався. За результатами експерименту визначалась поглинаюча здатність сіячої поверхні

$$q_i = \frac{m_i}{S_{\text{ж.п}} \cdot t} \text{ кг}/(\text{м}^2 \cdot \text{с}), \quad (2)$$

де m_i – маса i -ї фракції, що пройшла через сіячу поверхню, кг; $S_{\text{ж.п}}$ – площа живого перетину сіячої поверхні, м^2 ; t – час впливу на матеріал вібраційної дії, с.

Результати досліджень

На рис. 2 представлена залежність ефективно-сті грохочення від амплітуди та кутової швидкості коливань коробу.

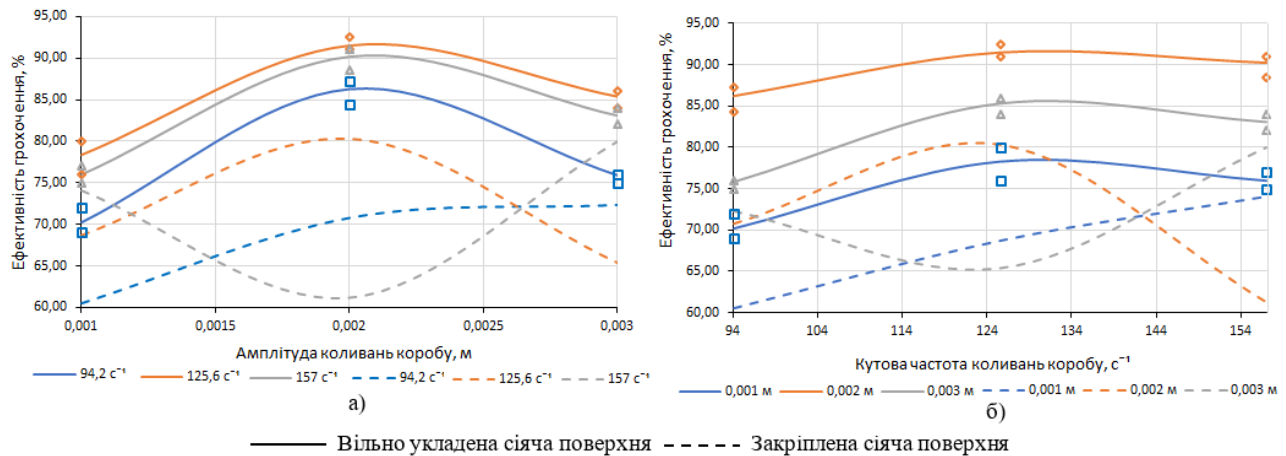


Рисунок 2 – Залежність ефективності грохочення від амплітуди (а) та кутової частоти (б) коливань коробу

З отриманих залежностей видно, що в досліджуваній області визначення функції ефективність грохочення демонструє стабільну залежність від амплітуди та кутової частоти коливань коробу, а сама залежність набуває екстремального характеру. Так при амплітуді коливань, яка дорівнює $2 \cdot 10^{-3}$ м, та частоті коливань у 125 c^{-1} її показники досягають максимального значення. Крім того, при однакових динамічних параметрах коробу ефективність грохочення вібраційно-ударної машини з невтримним зв'язком між коробом і ситом перевищує ефективність грохочення грохоту з закріпленою сіячою поверхнею в середньому на 29 %.

Це підтверджує, що вібраційно-ударна дія на шар сипкого матеріалу, який транспортується по

вільно укладеній сіячій поверхні, інтенсифікує процес грохочення та підвищує ефективність сортування матеріалу, що обробляється.

Для вивчення взаємовпливу амплітуди вимушених коливань коробу вібраційно-ударної машини з невтримним зв'язком та їхньої кутової частоти на зміну ефективності грохочення був проведений повний факторний експеримент, в якому реалізовано ортогональну план-матрицю другого порядку, де x_1 – амплітуда вимушених коливань коробу, а x_2 – їх кутова частота.

Математичний опис залежності ефективності грохочення від обраних факторів здійснювався за допомогою квадратичного рівняння регресії

$$E = 92,477 + 3,295 \cdot x_1 + 2,833 \cdot x_2 + 0,365 \cdot x_1 \cdot x_2 - 11,165 \cdot x_1^2 - 4,76 \cdot x_2^2. \quad (3)$$

Перевірка адекватності отриманого рівняння виконувалась за допомогою критерія Фішера. Оскільки умова була виконана — рівняння регресії

Помилка! Джерело посилання не знайдено. (3) є адекватним експерименту, та його можна представити в натурних значеннях

$$E = -43,345 + 46495 \cdot A + 1,279 \cdot \omega + 11,624 \cdot A \cdot \omega - 1,117 \cdot 10^7 \cdot A^2 - 0,005 \cdot \omega^2 \%. \quad (4)$$

Отримане рівняння регресії (4) є математичною моделлю, яка демонструє вплив динамічних параметрів коробу — амплітуди (в діапазоні від 0,001 до 0,003 м) та кутової частоти (в діапазоні від 94,2 до 157 c^{-1}) його вимушених коливань, на ефективність грохочення вібраційно-ударних машин з невтримним зв'язком між коробом і ситом, при 20 % рівні значущості.

Одержана математична модель **Помилка! Джерело посилання не знайдено.** була піддана графічному аналізу, який дозволив встановити міру впливу кожного фактору на параметр оптимізації (рис. 3).

Також були отримані та проаналізовані залежності поглинаючої здатності сіячої поверхні від амплітуди та кутової частоти коливань коробу, які наведені на рис. 4.

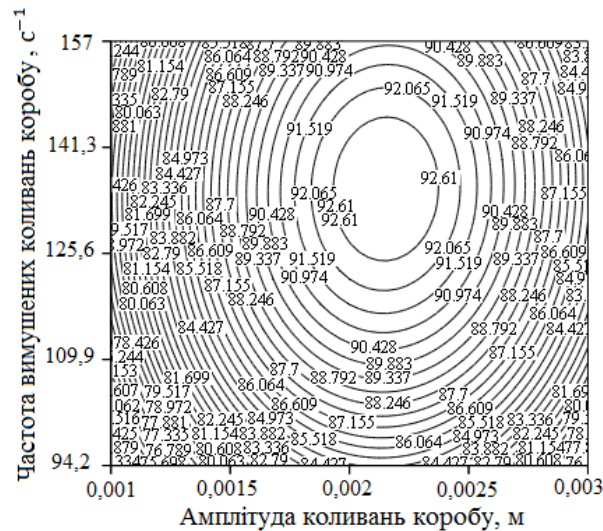
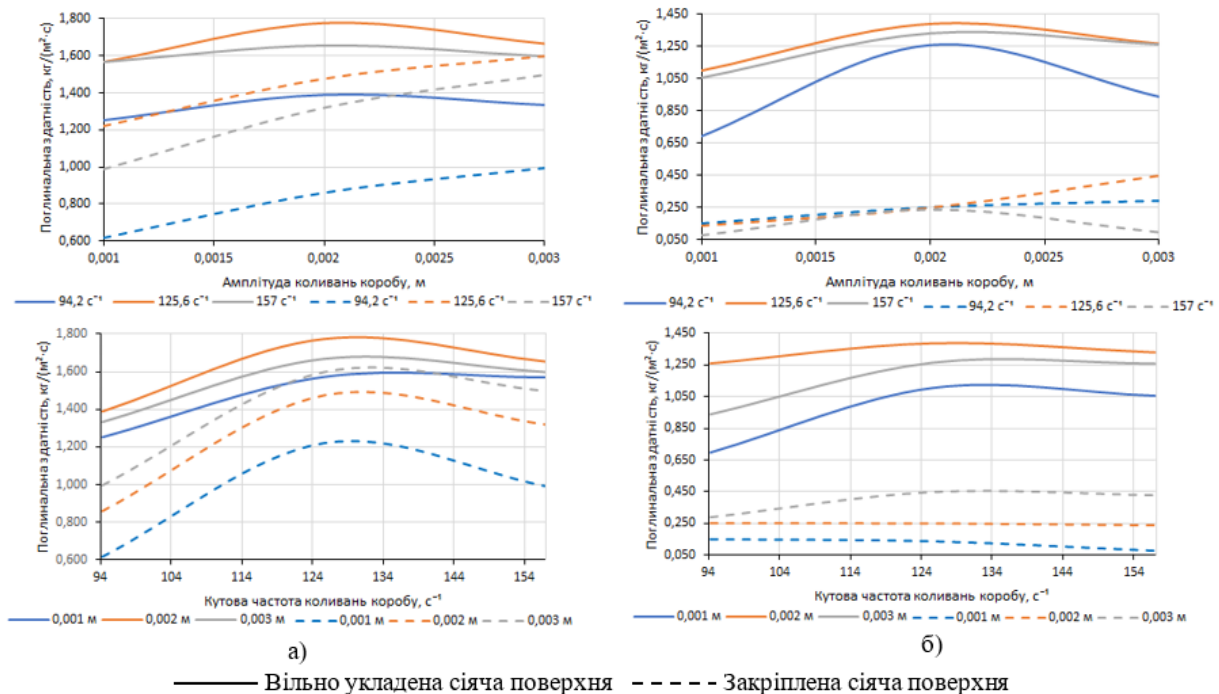


Рисунок 3 – Залежність ефективності грохочення від амплітуди та кутової частоти коливань коробу



а - легкогрозотні частинки (фракція 2...3 мм);

б - важкогрозотні частинки (фракція 4...5 мм)

Рисунок 4 – Залежність поглинаючої здатності сіячої поверхні від амплітуди та кутової частоти коливань коробу

Аналіз отриманих залежностей дозволив встановити, що вібраційно-ударна дія на матеріал, який транспортується по вільно укладеній сіячій поверхні, на відміну від закріпленої, призводить до збільшення її поглинаючої здатності в середньому на 24,5 % для легкогрозотних та 77,8 % для важкогрозотних частинок, причому, закономірність зменшення поглинаючої здатності сіячої поверхні при переході на важкогрозотний матеріал зберігається і становить в середньому 26 %. Функціональні залежності від обраних аргументів мають на всьому діапазоні визначення функції нелінійний характер та набувають екстремуму в $1,78 \text{ кг}/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$

при амплітуді коливань у $2 \cdot 10^{-3} \text{ м}$ і кутовій частоті 127 c^{-1} , що відповідає прискоренню $35,4 \text{ м}/\text{с}^2$, подальше збільшення амплітуди чи кутовою частоти призводить до зменшення поглинаючої здатності в цілому до 5,5 %.

Висновки

В результаті проведення лабораторних досліджень по впливу вільно-укладеної сіячої поверхні на ефективність грохочення залізовмісної металургійної сировини було одержано:

функціональні залежності ефективності грохочення від амплітуди та кутової частоти коливань

коробу з вільно укладеною та закріпленою сіячою поверхнею, які показують, що при однакових динамічних параметрах коробу ефективність грохочення вібраційно-ударної машини з невтримним зв'язком між коробом і ситом перевищує ефективність грохочення грохоту з закріпленою сіячою поверхнею в середньому на 29 %, це підтверджує факт інтенсифікації внутрішньосієвих процесів, такі як сегрегація та дифузія, причому першу в більшій ступені, призводячи до прискорення доставки дрібних фракцій на контакт з сіячою поверхнею та їх подальшим відсівом при вібраційно-ударній дії на шар сипкого матеріалу, який транспортується по вільно укладеній сіячій поверхні;

математичну модель, що пов'язує ефективність грохочення вібраційно-ударної машини з невтримним зв'язком між ситом і коробом з амплітудою та кутовою частотою його вимушених коливань при 20 % рівні значущості, яка дозволила встановити, що ефективність грохочення зростає за умови збільшення як амплітуди коливань коробу, так і її ча-

стоти, досягаючи свого максимуму у 92,6 % при амплітуді коливань $2 \cdot 10^{-3}$ м та частоті 125 с^{-1} , що відповідає прискоренню 35 м/с^2 , причому, зміна амплітуди коливань коробу більше впливає на ефективність грохочення ніж частота;

функціональні залежності поглинаючої здатності сіячої поверхні від амплітуди та кутової частоти коливань коробу з вільно укладеним та закріпленим ситом, які демонструють що вібраційно-ударна дія на матеріал, який транспортується по вільно-укладеній сіячій поверхні, на відміну від закріпленої, призводить до збільшення її поглинальної здатності в середньому на 24,5 % для легкогрохотних та 77,8 % для важкогрохотних частинок, причому, при переході на важкогрохотний матеріал поглинаюча здатності сіячої поверхні зменшується в середньому 26 %, максимальне значення поглинальної здатності в $1,78 \text{ кг/(м}^2 \cdot \text{с)}$ набувається при амплітуді коливань у $2 \cdot 10^{-3}$ м, кутовій частоті 127 с^{-1} , що відповідає прискоренню $35,4 \text{ м/с}^2$.

Бібліографічний опис

1. Dynamic Characteristics of a Vibrating Flip-Flow Screen and Analysis for Screening 3 mm Iron Ore / C. Yu et al. Shock and Vibration. 2020. Vol. 2020. P. 1–12. DOI: <https://doi.org/10.1155/2020/1031659>.
2. Gong S., Oberst S., Wang X. An experimentally validated rubber shear spring model for vibrating flip-flow screens. Mechanical Systems and Signal Processing. 2020. Vol. 139. P. 106619. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ymssp.2020.106619>.
3. Research on Static and Dynamic Characteristics of Shear Spring of the Vibrating Flip-Flow Screen / G. Zhao et al. Symmetry. 2020. Vol. 12, no. 10. P. 1644. DOI: <https://doi.org/10.3390/sym12101644>.
4. Slepian L. I., Slepian V. I. Coupled mode parametric resonance in a vibrating screen model. Mechanical Systems and Signal Processing. 2014. Vol. 43, no. 1-2. P. 295–304. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ymssp.2013.10.001>.
5. Надутый В. П., Гольдин А. А., Погребихинский Г. А. Использование резонирующих ленточно-струнных сит в конструкциях вибрационных грохотов. Кокс и химия. 1991. № 8. С. 27–28.
6. Червоненко А. Г., Морус В. Л. Износостойкие динамически активные просеивающие поверхности из эластомеров для разделения сыпучих материалов и пульпы. Труды II Международного симпозиума по механике эластомеров. Дніпро, 1997. Т.1. С. 296–310.
7. Засельский В. И., Зайцев Г. Л., Китач Е. И. Промышленные исследования работы резонирующих просеивающих поверхностей. Теория и практика металлургии. 2009. № 5-6. С. 15–18.
8. Screening machines & screeners // Siebmaschinenhersteller Nr.1- RHEWUM GmbH: [Website]. URL: <https://www.rheum.com/en> (дата звернення: 01.04.2022).
9. Kinematics characteristics of the vibrating screen with rigid-flexible screen rod and the behavior of moist coal particles during the dry deep screening process / H. Jiang et al. Powder technology. 2017. Vol. 319. P. 92–101. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.06.036>.
10. Колосникове сито: пат. 90387 Україна: B07B 1/46. № а200811090; заявл. 12.09.2008; опубл. 12.09.2008, Бюл. № 8.
11. Studying of movement kinematics of dynamically active sieve / D. Popolov et al. Mechanics and Mechanical Engineering. 2019. Vol. 23, no. 1. P. 94–97. DOI: <https://doi.org/10.2478/mme-2019-0013>.
12. Sandro G. Longo. Principles and Applications of Dimensional Analysis and Similarity. Parma: Springer Cham, 2021. 428 p. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-79217-6>.
13. Иткин Г. Е. Контроль крупности минерального сырья автоматическими гранулометрами. Недра, 1986. 88 с.

References

1. Dynamic Characteristics of a Vibrating Flip-Flow Screen and Analysis for Screening 3 mm Iron Ore / C. Yu et al. Shock and Vibration. 2020. Vol. 2020. P. 1–12. DOI: <https://doi.org/10.1155/2020/1031659>.
2. Gong S., Oberst S., Wang X. An experimentally validated rubber shear spring model for vibrating flip-flow screens. Mechanical Systems and Signal Processing. 2020. Vol. 139. P. 106619. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ymssp.2020.106619>.
3. Research on Static and Dynamic Characteristics of Shear Spring of the Vibrating Flip-Flow Screen / G. Zhao et al. Symmetry. 2020. Vol. 12, no. 10. P. 1644. DOI: <https://doi.org/10.3390/sym12101644>.
4. Slepian L. I., Slepian V. I. Coupled mode parametric resonance in a vibrating screen model. Mechanical Systems and Signal Processing. 2014. Vol. 43, no. 1-2. P. 295–304. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ymssp.2013.10.001>.

5. Naduty V. P., Gol'din A. A., Pogrebizhenskiy G. A. Ispol'zovanie rezoni-ruyushchikh lentochno-strunnykh sit v konstruktsiyakh vibratsionnykh grokho-tov. *Koks i khimiya*. 1991. № 8. S. 27–28.
6. Chervonenko A. G., Morus V. L. Iznosostoykie dinamicheski aktivnye prosei-vayushchie poverkhnosti iz elastomerov dlya razdeleniya sypuchikh materialov i pul'p. *Trudy II Mezhdunarodnogo simpoziuma po mekhanike elastomerov*. Dnipro, 1997. T.1. S. 296–310.
7. Zasel'skiy V. I., Zaytsev G. L., Kitach E. I. Promyshlennyye issledovaniya ra-boty rezoniruyushchikh proseivayushchikh poverkhnostey. *Teoriya i praktika me-tallurgii*. 2009. № 5-6. S. 15–18.
8. Screening machines & screeners // Siebmaschinenhersteller Nr.1- RHEWUM GmbH: [Website]. URL: <https://www.rhewum.com/en> (дата звернення: 01.04.2022).
9. Kinematics characteristics of the vibrating screen with rigid-flexible screen rod and the behavior of moist coal particles during the dry deep screening process / H. Jiang et al. *Powder technology*. 2017. Vol. 319. P. 92–101. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.06.036>.
10. Kolosnikove sito: pat. 90387 Ukraïna: V07V 1/46. № a200811090; zayavl. 12.09.2008; opubl. 12.09.2008, Byul. № 8.
11. Studying of movement kinematics of dynamically active sieve / D. Popolov et al. *Mechanics and Mechanical Engineering*. 2019. Vol. 23, no. 1. P. 94–97. DOI: <https://doi.org/10.2478/mme-2019-0013>.
12. Sandro G. Longo. Principles and Applications of Dimensional Analysis and Similarity. Parma: Springer Cham, 2021. 428 p. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-79217-6>.
13. Itkin G. E. Kontrol' krupnosti mineral'nogo syr'ya avtomaticheskimi granu-lometrami. Nedra, 1986. 88 s.

Надійшла до редколегії / Received by the editorial board: 01.05.2023

Прийнята до друку / Accepted for publication: 20.05.2023

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 ЗАТВЕРДІВАННІ 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 22

ПРОТОВІЛОВ І.В., ПОРОХОНЬКО В.Б.

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ТВЕРДІННЯ 205 ТОННОГО КОВАЛЬСЬКОГО ЗЛИВКА НА ХОЛОДНІЙ ФІЗИЧНІЙ МОДЕЛІ 28

БУЛИГА Д.С., КОЧЕШКОВ А.С.

ТОЧНЕ ЛИТВО СПЛАВІВ ШЛЯХЕТНИХ МЕТАЛІВ ТА ВИЗНАЧЕННЯ СПЕЦІАЛЬНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ 36

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 41

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

ПОРІВНЯЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОГІНІВ РОЛИКІВ ЗОНИ ВТОРИННОГО ОХОЛОДЖЕННЯ МБЛЗ 46

ЗАСЕЛЬСЬКИЙ В. Й., ПОПОЛОВ Д. В.

ЛАБОРАТОРНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ГРОХОЧЕННЯ ЗАЛІЗОВМІСНОЇ СИРОВИНИ НА ГРОХОТІ
З ВІЛЬНО-УКЛАДЕНОЮ СІЯЧОЮ ПОВЕРХНЕЮ 51

ЗМІСТ 58

CONTENT 59

CONTENT

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 5

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. 10

KUZNETSOW E. V.

ANALYSIS OF THE MECHANISM FOR THE OCCURRENCE OF A FUNCTIONAL RESPONSE DURING PLASTIC DEFORMATION OF METALS AND THEIR ALLOYS 16

IHNATIEV V, KOLBIN M, HOLOVACHOV A, YAROSHENKO YA

FEATURES OF VACUUM-THERMAL PRODUCTION OF LITHIUM..... 22

PROTOKOVILOV I.V., POROKHONKO V.B.

STUDY OF THE SOLIDIFICATION PROCESSES OF 205-TON FORGE INGOT ON A COLD PHYSICAL MODEL..... 28

BULYHA D., KOCHESHKOV A.

PRECISION CASTING OF ALLOYS OF PRECIOUS METALS AND DETERMINATION OF SPECIAL PROPERTIES..... 36

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 41

HITKO O.YU., SHAPRAN L.O., IVANOVA L.KH.

COMPARATIVE STUDY OF ROLLER DEFLECTION OF THE SECONDARY COOLING ZONE OF CCM 46

ZASELSKYI V., POPOLOV D.

LABORATORY STUDIES ON THE EFFICIENCY OF SCREENING IRON-CONTAINING RAW MATERIALS USING A SCREEN WITH A FREELY LAID SCREEN SURFACE 51

3MICT 58

CONTENT 59

ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА МЕТАЛУРГІЇ

Загальнодержавний науково-технічний журнал

Засновники: Національна металургійна академія України

Відділення матеріалознавства і металургії

Академії інженерних наук України

Головний редактор, голова редакційної ради проф. Проїдак Ю.С.

Зам. головного редактора д.т.н., проф. Камкіна Л.В.

Адреса редакції: 49600, м. Дніпро, пр. Гагаріна 4.

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

Підписано до друку 20.05.2023 року.

Тираж 100 примірників.

Ціна вільна

© Теорія і практика металургії, 2023

THEORY AND PRACTICE OF METALLURGY

National scientific and technical journal

Founders: National Metallurgical Academy of Ukraine

Department of Materials Science and Metallurgy

of the Academy of Engineering Sciences of Ukraine

Editor-in-Chief, Chairman of the Editorial Board prof. Proydak Yu.

Honorable Editor of the Ph.D., prof. Kamkina L.

Editorial office: 49600, Dnipro, Gagarina 4.

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

Signed for printing 05/20/2023.

Circulation of 100 copies.

Price is free

© Theory and Practice of Metallurgy, 2023