

Науково-технічний журнал
Зареєстровано в Міністерстві юстиції України
Свідоцтво про державну реєстрацію
засобу масової інформації: КВ № 24088-13928 ПР
від 06.08.2019 р.
Виходить 4 рази на рік
Видається з червня 1993 року

Рекомендовано до друку Вченою радою
Фізико-технологічного інституту металів
та сплавів НАН України

Журнал входить до Переліку наукових фахових видань
України (категорія "Б"), затвердженого Наказом № 409 від
17.03.2020 р. Міністерства науки та освіти України, в яких
можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на
здобуття наукових ступенів доктора і кандидата наук
(технічні науки).

Том 31
№2 (333)'2023

МЕТАЛ ТА ЛИТТЯ України

METAL AND CASTING OF UKRAINE

Засновник: Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України

Видавець: Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної академії наук України

Асоціація ливарників України

Українська асоціація сталеплавильників

ВИРОБНИЦТВО ЧАВУНУ ТА СТАЛІ

Крячко Г.Ю., Сігарьов Є.М.

Оцінка змін продуктивності і обмежень у форсуванні ходу при збільшенні об'єму доменних печей. 8

ОБРОБКА СТАЛІ У КОВШІ

Ruban V.O., Stoianov O.M.

The investigation of the thermal performance of the graphitized hollow electrode in the "ladle-furnace" with the supply of neutral gas. 18

Шевченко А.П., Двоскін Б.В., Маначин І.О., Кисляков В.Г., Шевченко С.А.

Особливо глибока десульфуріяція чавуну моноінжекцією магнію в ковшах різного типорозміру. 27

ПРОЦЕСИ БЕЗПЕРЕРВНОГО РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ

**Смірнов О.М., Ухін В.Є., Семірягін С.В., Семенко А.Ю., Осипенко В.В., Смірнов Ю.О.,
Скоробагатько Ю.П., Рябий Д.В.**

Деякі особливості розливання сортової заготовки відкритим та закритим струменем 34

ТЕПЛОФІЗИЧНІ ТА ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ПРОЦЕСИ ТВЕРДІННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Сіренко К.А., Мазур В.Л., Дереча Д.О.

Залежність твердості та інших властивостей сірого чавуну від його вуглецевого еквівалента та ступеня евтектичності 42

ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА І ПРОЦЕСИ ЛИТТЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Nebozhak I.A., Derev'yanko O.V., Verkhovliuk A.M., Kanibolotsky D.S., Novytskyi V.H.

Influence of microstructure parameters of [Al – FeCr] cast composite material, obtained in the “volume” of foundry mold using lost-foam casting process, on its mechanical characteristics. 51

СПЕЦЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ

Мініцький А.В., Ямшинський М.М., Биба Є.Г., Мініцька Н.В., Поліщук К.В., Лук'яненко І.В., Кивгило Б.В.

Вплив умов спікання на структуроутворення композиційних матеріалів на основі вольфраму. 62

МАГНІТОГІДРОДИНАМІЧНІ ПРОЦЕСИ УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСАМИ РОЗЛИВАННЯ І ТВЕРДІННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Поливода С.Л., Сірий О.В., Гординя О.М., Твердохвалов В.О., Перехода О.В.

Вплив електромагнітного перемішування розплаву на технологічний процес одержання алюмінієвого порошку. 69

ПРОЦЕСИ, ТЕХНОЛОГІЇ ТА МАТЕРІАЛИ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Лютий Р.В., Кочешков А.С., Мисливченко О.М., Люта Д.В.

Створення зв'язувальних матеріалів для ливарних стрижнів із ортофосфорної кислоти і алюмосилікатних наповнювачів 73

СПЕЦІАЛЬНІ МЕТОДИ ЛИТТЯ

Гнатуш В.А., Дорошенко В.С., Клименко С.І.

Тренди ливарного ринку України в першій чверті ХХІ століття. 83

Пам'ятаємо

Дубодєлова Віктора Івановича. 91

Scientific and technical Journal
Registered by the Ministry of Justice of Ukraine
State registration certificate of print media:
KB № 24088-13928 ПП
from 06.08.2019
Published 4 times a year
Issued since June 1993

Recommended for print by Scientific Council of the Physico-
technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of
Ukraine

The journal is included into the List of Scientific Professional
Editions of Ukraine (category "B"), approved by Decree
no. 409 of 17.03.2020 of the Ministry of Education and
Science of Ukraine, in which the results of PhD and Doctoral
theses (in Technical Sciences) may be published.

Vol. 31
№2 (333)'2023

METAL & CASTING of Ukraine METAL AND CASTING OF UKRAINE

Founder: Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine

Publishers: Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine

Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine

Foundry Association of Ukraine

Ukrainian Steelmakers Association

PRODUCTION OF IRON AND STEEL

Kryachko G.Yu., Sigarev Ye.M.

Assessment of changes in productivity and limitations in forcing movement when increasing the volume of
blast furnaces. 8

REFINING STEEL IN THE LADLE

Ruban V.O., Stoianov O.M.

The investigation of the thermal performance of the graphitized hollow electrode in the "ladle-furnace" with
the supply of neutral gas. 18

Shevchenko A.P., Dvoskin B.V., Manachyn I.O., Kislyakov V.G., Shevchenko S.A.

Especially deep desulphurization of cast iron by magnesium mono-injection in ladles of different size. 27

CONTINUOUS CASTING OF STEEL

**Smirnov O.M., Ukhin V.Ye., Semiragin S.V., Semenko A.Yu., Osypenko V.V., Smirnov Yu.O.,
Skorobagatko Yu.P., Ryabiy D.V.**

Some specifics of the billet open and submerged stream casting 34

THERMAL-PHYSICAL AND PHYSICO-CHEMICAL PROCESSES OF METALS AND ALLOYS SOLIDIFICATION

Sirenko K.A., Mazur V.L., Derecha D.O.

Dependence of hardness and other properties of gray iron on its carbon equivalent and degree of eutecticity 42

in the issue

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, Kyiv – 2023

When reprinting the material, a link to the journal and the site of the journal metalsandcasting.com is required

TECHNOLOGIES AND PROCESSES OF CASTING METALS AND ALLOYS

Nebozhak I.A., Derev'yanko O.V., Verkhovliuk A.M., Kanibolotsky D.S., Novytskyi V.H.

Influence of microstructure parameters of [Al – FeCr] cast composite material, obtained in the “volume” of foundry mold using lost-foam casting process, on its mechanical characteristics. 51

SPECIAL ELECTROMETALLURGY

Minitskyi A.V., Yamshinskij M.M., Byba Ye.H., Minitska N.V., Polishchuk K.V., Lukianenko I.V., Kyvhylo B.V.

Influence of sintering conditions on the structure formation of tungsten-based composite materials. 62

MAGNETOHYDRODYNAMIC PROCESSES FOR CONTROLLING THE PROCESSES OF CASTING AND SOLIDIFICATION OF METALS AND ALLOYS

Polyvoda S.L., Siryi O.V., Hordynia O.M., Tverdokhvalov V.O., Perekhoda O.V.

Effect of electromagnetic melt mixing on the technological process of aluminium powder production. 69

PROCESSES, TECHNOLOGIES AND MATERIALS IN FOUNDRY

Liutyi R.V., Kocheshkov A.S., Myslyvchenko O.M., Liuta D.V.

Creation of binders for casting cores from orthophosphoric acid and aluminosilicate fillers 73

SPECIAL CASTING TECHNIQUES

Gnatush V.A., Doroshenko V.S., Klymenko S.I.

Trends of the foundry market of Ukraine in the first quarter of the XXI century. 83

Remember

Dubodelov V.I.. 91

- Смірнов О.М.** головний редактор, д-р техн. наук, проф., зав. відділу, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Нарівський А.В.** заступник головного редактора, чл.-кор. НАН України, д-р техн. наук, проф., директор, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Горюк М.С.** відповідальний секретар, канд. техн. наук, заст. зав. відділу, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Бабаченко О.І.** д-р техн. наук, ст. наук. співр., директор, Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної академії наук України, Дніпро, Україна
- Гнилокурченко С.В.** канд. техн. наук, ст. дослідник, зав. відділу, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Гридін О.Ю.** д-р техн. наук, доц., заст. зав. кафедри, Падерборнський університет, Падерборн, Німеччина
- Кавалек А.** проф., Ченстоховський політехнічний університет, Ченстохова, Польща
- Квасницька Ю.Г.** д-р техн. наук, ст. наук. співр., пров. наук. співр., Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Кухар В.В.** д-р техн. наук, проф., проректор з науково-дослідної роботи, ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА», Запоріжжя, Україна
- Лихошва В.П.** д-р техн. наук, проф., зав. відділу, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Лохенкілпі С.** проф., Університет Оулу, Оулу, Фінляндія
- Мазур В.Л.** чл.-кор. НАН України, д-р техн. наук, проф., гол. наук. співр., Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Нурадінов А.С.** д-р техн. наук, ст. наук. співр., пров. наук. співр., Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Петренко В.О.** д-р техн. наук, проф., проф. кафедри, Український державний університет науки та технологій, Дніпро, Україна
- Петрищев А.С.** канд. техн. наук, доц., доцент, Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна
- Пономаренко О.І.** д-р техн. наук, проф., проф. кафедри, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків, Україна
- Пригунова А.Г.** д-р техн. наук, ст. наук. співр., зав. відділу, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Приходько І.Ю.** д-р техн. наук, ст. наук. співр., зав. відділу, Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної академії наук України, Дніпро, Україна
- Шинський О.Й.** д-р техн. наук, проф., зав. відділу, президент Асоціації ливарників України, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна

редакція



Редактор
Анастасія Андріївна Горшкова

Коректор
Надія Олександрівна Верховлюк



Макет
Сергій Анатолійович Цихмайстренко
Лілія Вікторівна Школяренко



Верстка
Даниїл Ігорович Гойда

адреса редакції та друкарні

Україна, 03142, м. Київ, бул. Акад. Вернадського, 34/1
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
Телефон: (044) 424-04-10, факс (044) 424-35-15
E-mail: mlu@ptima.kiev.ua, steelcastjournal@gmail.com
Інформація про журнал на сайті: metalsandcasting.com
Надруковано ТОВ «Про формат», вул. Маршала Жукова, 45 Б

Думка редакції не завжди співпадає з думкою автора. Відповідальність за достовірність представлених матеріалів несуть автори статей. За рекламну інформацію відповідають рекламодавці.

Здано у набір 15.05.2023. Підписано до друку 30.06.2023. Формат 60x84/8. Папір офсетний № 1. Друк на різнографі.
Обл.-вид. арк. – 12,5. Ум. друк. арк. – 10,81. Ум. фар.-от. – 11,73. Тираж – 150 прим.

editorial board

- Smirnov, O.M.** Editor-in-chief, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of the Department, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Narivskiy, A.V.** Deputy Editor-in-chief, Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Director, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Goryuk, M.S.** Executive Secretary, PhD (Engin.), Deputy Head of the Department, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Babachenko, O.I.** Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Director, Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine
- Gnyloskurenko, S.V.** PhD (Engin.), Senior Researcher, Head of the Department, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Grydin, O.Yu.** Dr. Sci. (Engin.), Associate Professor, Deputy Head of the Department, Paderborn University, Paderborn, Germany
- Kawalek, A.** Professor, Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland
- Kvasnytska, Yu.G.** Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Leading Researcher, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Kukhar, V.V.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Vice-Rector for Scientific Research, TECHNICAL UNIVERSITY METINVEST POLYTECHNIC LLC, Zaporizhzhia, Ukraine
- Likhoshva, V.P.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of the Department, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Louhenkilpi, S.** Full Professor, University of Oulu, Oulu, Finland
- Mazur, V.L.** Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Chief Researcher, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Nuradinov, A.S.** Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Leading Researcher, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Petrenko, V.O.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Professor of the Department, Ukrainian State University of Science and Technology, Dnipro, Ukraine
- Petryshchev, A.S.** PhD (Engin.), Docent, Associate Professor, Zaporizhzhia Polytechnic National University, Zaporizhzhia, Ukraine
- Ponomarenko, O.I.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Professor of the Department, National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine
- Prigunova, A.G.** Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Head of the Department, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine
- Prykhodko, I.Yu.** Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Head of the Department, Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine
- Shinskiy, O.Y.** Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of the Department, President of the Foundry Association of Ukraine, Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Оцінка змін продуктивності і обмежень у форсуванні ходу при збільшенні об'єму доменних печей

Вибір корисного об'єму нових або реконструйованих доменних печей є актуальною задачею як для виробників, так і для проєктувальників, тому оцінка технологічних можливостей печей різного об'єму завжди викликала інтерес як з практичної, так і з теоретичної точок зору. Метою представленої роботи є вибір найбільш представницьких показників, за допомогою яких можлива порівняльна оцінка роботи печей різного об'єму, оцінка роботи печей в умовах планової і ринкової економік, а також спроба визначити та класифікувати фактори обмеження форсованої роботи печей збільшеного об'єму.

Показано, що застосування показників, які розраховуються на одиницю площі горна, не є доцільним, оскільки площа горна не є основним розміром печі. Основним розміром є повний об'єм печі, який визначає конструкцію агрегату і обсяг капітальних витрат на його будівництво. Показники питомої продуктивності, що розраховуються на одиницю об'єму печі, аналітично залежать від висоти печі і адекватно відображають результативність роботи печей різного об'єму.

Показано беззаперечну перевагу компактних доменних печей з корисним об'ємом < 1500 м³ в порівнянні з печами більших об'ємів, що свідчить про недосконалість спрощеного підходу до оцінки продуктивності печей, заснованому на поняттях балансової і газодинамічної складових, оскільки при визначенні цих складових важко врахувати всі фактори впливу.

Встановлено і класифіковано фактори обмеження інтенсифікації процесу в доменних печах середнього і великого об'ємів. Головними зовнішніми факторами є якісні характеристики коксу, залізородних матеріалів і дуття, більш конкретно, гаряча міцність коксу, багатство сировини залізом і спроможність повітродувних машин забезпечувати дуття потрібних ступенів стиснення. До головних конструкційних факторів подолання суттєвих обмежень в експлуатації печей з корисним об'ємом > 1500 м³ є раціональні профіль, співвідношення площ вихідного перетину повітряних фурм і перетину горна, а також використання безконусних завантажувальних пристроїв.

Ключові слова: доменна піч, об'єм, продуктивність, показники порівняння, фактори обмежень, інтенсифікація процесу.

Вступ. Складовою аналізу результативності роботи доменних печей (ДП) є оцінка їх продуктивності за допомогою показників, віднесених до геометричних розмірів печі. При порівнянні результативності роботи ДП різного об'єму принципово важливим є вибір критерію оцінки продуктивності. В дальньому зарубіжжі набув поширення показник питомої продуктивності $\Pi_{\text{ро}}$, який являв собою відношення добової продуктивності печі $\Pi_{\text{д}}$ до її робочого об'єму — об'єму робочого простору від колошника до рівня повітряних фурм $V_{\text{ро}}$: $\Pi_{\text{ро}} = \Pi_{\text{д}} / V_{\text{ро}}$, т/м³·доб [1]. Суттєвим недоліком цього показника радянські фахівці, зокрема П.Г. Рубін (1932 р.) небезпідставно вважали неврахування об'єму горна печі — важливої

частини профілю, в якій відбуваються завершальні стадії доменного процесу. Тому на теренах колишнього СРСР повсюдне застосування отримав показник, названий КВКО — коефіцієнт використання корисного об'єму $\text{КВКО} = V_{\text{к}} / \Pi_{\text{д}}$, м³·доб/т, де $V_{\text{к}}$ — корисний об'єм печі від вісі чавунних льоток до колошника включно з об'ємом до кромки розподільника шихти в крайньому опущеному стані.

Надалі поряд з КВКО використання отримав обернений йому показник $\Pi_{\text{ко}} = 1 / \text{КВКО} = \Pi_{\text{д}} / V_{\text{к}}$ [2, с. 180], названий питомою продуктивністю печі. З появою робіт [3, 4] з'явилася гадка про «неадекватність» оцінки питомої продуктивності та інтенсивності плавки, що розраховується на одиницю об'єму печі, замість цьо-

го пропонувалося розраховувати показники продуктивності печі на одиницю площі перетину горна.

Дійсно, такі показники питомої продуктивності та інтенсивності плавки мають поширення, однак їх суттєвим недоліком якраз є те, що площа горна не є основним розміром ДП, оскільки при однаковій його площі можуть суттєво розрізнятися як так званий робочий надфурменний об'єм V_{PO} , так і загальноприйнятий корисний V_K . Для прикладу можна навести розміри ДП № 1 заводу Кашима (Японія [5]) і ДП № 3 заводу Вольта Редонда (Бразилія [6]), які мали однаковий діаметр (12,4 м) і площу горна (121 м²), однак різні об'єми:

	$V_{PO}, \text{м}^3$	$V_K, \text{м}^3$
ДП № 1 Кашима	2608	3159
ДП № 3 Вольта Редонда	2935	3390

Основним розміром печі є повний об'єм її робочого простору від нижньої кромки розподільника шихти в нижньому положенні до лежачі [7], який визначає вартість огороження печі — кожух, систему охолодження, футерівку, розміри і вартість несучих металоконструкцій, що в цілому становить п'яту частину капітальних витрат на будівництво і обладнання всього доменного комплексу [8]. Опираючись на площу горна як основний розмір ДП при визначенні продуктивності, як пропонується в [3, 4], створює ілюзію досконалості профілів всіх радянських печей в процесі збільшення їх розмірів.

Постановка проблеми. Відповідно до концепції [3, 4] підвищення розрахункової продуктивності на одиницю площі перетину печі зі збільшенням об'єму обумовлено збільшенням балансової складової продуктивності на них через зменшення питомих витрат тепла зі зростанням об'єму печей, отже, і зі зменшенням витрати палива.

Однак сподівання на зниження витрати коксу за рахунок зростання об'єму ДП не завжди може бути реалізоване. Виходячи з теоретичних уявлень [3], зниження питомих теплових витрат зі збільшенням об'єму печі повинно бути очікуваним явищем. На практиці теплові втрати печей різного об'єму залежно від стану огороження і режиму ведення процесу мають суттєві відхилення від теоретичних припущень. Достатньо навести приклади теплових витрат на ДП № 2 Західно-Сибірського меткомбінату (ЗСМК) об'ємом 2000 м³, проведених 01.2008 і ДП № 9 АрселорМіттал Кривий Ріг (АМКР) об'ємом 5000 м³, проведених 08.2007 [9, с. 50]. Обидві печі працювали з центральним газорозподілом, однак на суттєво меншій ДП № 2 ЗСМК в січні витрата коксу на тепловтрати становила 12 кг/т чавуну, тоді як на ДП № 9 в серпні була 22 кг/т чавуну.

Не витримує критики твердження авторів [4] про те, що питома продуктивність печі на 1 м² площі перетину печі не залежить від її геометричних розмірів — невже площа перетину не є геометричним розміром? Зведення газодинамічної складової питомої продуктивності до газопротисувної здатності стовпа шихти в печі і площі її перетину спрощене, оскільки ігно-

руються важливі елементи газодинаміки фурменної зони. До питання про порівняння роботи ДП різного об'єму неодноразово повертались в роботах [10-14]. Кращі показники роботи доменних печей обмеженого об'єму пояснювали більшою відносною часткою площі горна, що брала участь в горінні коксу [10], меншими розмірами в перетині і більш інтенсивним протіканням відновлювальних процесів в шахті [11], співпадінням проєкції рудної лінзи з фурменними вогнищами [12], кращим використанням енергії пічних газів через відсутність необхідного надмірного розвитку центрального потоку газів [13], зниженням протяжності окислювальних зон по відношенню до радіуса ДП [14]. Відсутність однакових поглядів на факт погіршення показників плавки зі зростанням об'єму печей свідчить про необхідність додаткового вивчення питання.

Формулювання мети роботи. Мета дослідження полягала в наступному:

- у виборі найбільш представницьких показників для порівняльної оцінки роботи печей різного об'єму;
- в оцінці продуктивності та ефективності роботи печей в умовах планової і ринкової економік;
- у спробі визначити та класифікувати фактори обмеження форсованої роботи печей збільшеного об'єму.

Виклад основного матеріалу. Зважаючи на повсюдне використання в подальшому аналізі в якості представницького розміру ДП використовували корисний об'єм, який на об'єм зумпфу менше повного. В якості комплексного параметра, який одночасно характеризує результативність та ефективність плавки, розраховували коефіцієнт рівня технології КРТ, що дорівнює співвідношенню питомої продуктивності Π_{KO} (т/м³·доб) і витрати коксу K (т/т чавуну) [15]. КРТ враховує зміни як в продуктивності, так і витраті коксу і в достатній мірі відображає стан технології підготовки і пропалвлення шихти.

Для оцінки якості дуття використали абсолютний $\varepsilon = P_d / P_{атм}$ і питомий ступінь стиснення $\varepsilon' = \varepsilon \cdot Q_{д.од} / Q_{д.ф.}$ — одинична і фактична витрати дуття відповідно, м³/с [16].

З використанням даних довідника [2] розраховували середній корисний об'єм ДП, добову виплавку чавуну, що приходилась на одну піч, і коефіцієнт рівня технології для десяти доменних цехів колишнього Мінчормету України. Слід зазначити, що в довіднику для деяких цехів не враховані всі працюючі печі, що могло вплинути на результат порівняння.

Оцінка рейтингу вітчизняних доменних цехів показала (рис. 1), що за винятком ДП № 9 КрСт об'ємом 5000 м³, цехи з максимальним середнім об'ємом печей (КомМК, КрСт1, ЖМК) хоча і мали найбільшу продуктивність одного агрегату, не були лідерами в технології виплавки чавуну перш за все через об'єктивні обмеження, обумовлені розмірами ДП. Тому невідповідно верхні рядки рейтингу за коефіцієнтом рівня технології зайняли цехи з найменшим середнім об'ємом печей ЗСт, ДнМЗ і ЄМЗ.

Винятковість високих показників ДП № 9 КрСт пояснюється різкою відмінністю залізорудної сировини

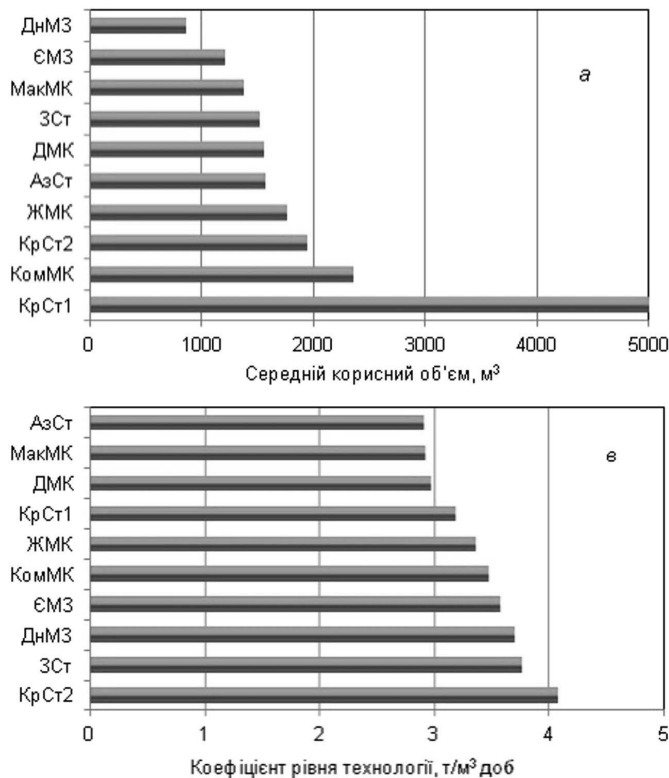


Рис. 1. Оцінка рейтингу доменних цехів України за середніми за 1983 р. [2]: корисним об'ємом печей (а), добовою виправкою чавуну на одну піч (б) і коефіцієнтом рівня технології (в): скорочені колишні назви металургійних підприємств: КомМК, ЖМК, ДМК, МакМК — Комунарський, Ждановський, Дніпровський і Макіївський металургійні комбінати; КрСт, АзСт, ЗСт — Криворіжсталь, Азовсталь, Запоріжсталь відповідно, ЄМЗ, ДнМЗ — Єнакієвський і Дніпровський металургійний заводи

від поширеної на інших печах Криворіжсталі та галузі взагалі. Мова йде про агломерат Новокриворізького гірничо-збагачувального комбінату-2 (НКГЗК-2), який за міцністю і гранулометричним складом відповідав кращим світовим зразкам. На користь високої якості агломерату НКГЗК-2 свідчить факт різкого покращення роботи ДП першого цеху Криворіжсталі в періоді проведення капітальних ремонтів ДП № 9 і вивільненні якісної сировини. Навіть відсів агломерату НКГЗК-2 вводили в шихту печей Дніпропетровського металургійного заводу.

Для співставлення показників роботи ДП № 6 середнього об'єму і ДП № 9 великого об'єму комбінату Криворіжсталь в умовах ринкової економіки використали інформацію з публікації [17]. В якості періодів порівняння були вибрані кращі річні періоди протягом 2000-2003 рр. для ДП № 6 і протягом 1999-2003 рр. для ДП № 9 (табл. 1).

Якщо порівняти дані, наведені на рис. 1 з даними табл. 1, то видно, що нестабільністю ринкових умов накладено від'ємний відбиток на роботу обох печей. Однак втрати потужної печі ДП № 9 суттєво більші, незважаючи на більш якісну шихту (агломерат НКГЗК-2), вищу температуру дуття і витрату природного газу, підвищений тиск в робочому просторі печі. Порівняння свідчить про ще один недолік потужних печей, який полягає в більшій чутливості до роботи

на знижених або суттєво змінних в часі параметрах, коли нівелюються всі заходи з покращення сировинних та експлуатаційних умов плавки.

Подібна ситуація спостерігалась тривалий час і на ДП Череповецького комбінату (рф) як в умовах планової [2], так і в умовах ринкової [18] економік (табл. 2).

Дані табл. 2 свідчать про суттєву технологічну перевагу компактної ДП № 1 в порівнянні з більшими за неї печами, незважаючи на дещо нижчі для неї сировинні та експлуатаційні умови. При частці об'єму ДП № 1 від загального об'єму печей цеху 10,5 % частка виробництва чавуну складала 14,9 %, тоді як для ДП 5500 м³ ці частки складали 57,7 і 50,4 % відповідно.

Звертає на себе увагу корельованість абсолютних величин збільшення висоти шахт зі зменшенням продуктивності печей і коефіцієнта рівня технології, тоді як подібних співпадінь не спостерігається для зміни корисного об'єму або діаметра горна. Це ще раз свідчить про значення вибору раціональної висоти робочого простору печей.

Таким чином, ще раз доведено, що ДП середнього об'єму з $V_K > 1500 \text{ м}^3$ і особливо великого з $V_K \geq 5000 \text{ м}^3$ суттєво поступаються компактним (за міжнародною класифікацією CBF [14]) печам з $V_K < 1500 \text{ м}^3$ як за продуктивністю, так і за витратою палива. Тому важливо встановити фактори, що значною мірою визначають зниження головних показників доменного процесу при зростанні корисного і повного об'єму печей.

Важливим є розгляд газодинамічних складових, що залежать безпосередньо від конструкції ДП і доменних компресорів. Першим фактором, на який звернули увагу ще на початку 60-х років ХХ ст. [19] було співвідношення площ горна S_r і сумарного перетину повітряних фурм $\sum S_{\text{пф}}$ — $S_r / \sum S_{\text{пф}}$, яке на думку дослідників (Лукашов Г.Г. та ін.) повинно бути однаковим для печей різного об'єму і відрізнятися залежно від виду і енерговитратності чавуну. В дійсності зі збільшенням об'єму ДП незважаючи на збільшення кількості повітряних фурм і сумарної площі їх перетину, відносна до площі горна площа вихідного перетину фурм знижувалася (рис. 2).

Таке зниження примушувало збільшувати кількість повітряних фурм в періоді капітальних ремонтів і використовувати більш потужні повітродувні засоби для забезпечення форсованої роботи ДП збільшеного об'єму. Однак на заваді подальшого зростання потужності дуттьового струменя і швидкості дуття стали

Показники роботи доменних печей металургійного комбінату «Криворіжсталь» у 2001 і 2003 рр. за даними [17]

Показники	Номер печі	
	6	9
Періоди роботи	2003	2001
Тривалість періодів, діб	359	358
Корисний об'єм:		
м ³	2000	5000
%	100,0	250,0
Висота шахти:		
м	18,2	20,7
%	100,0	113,7
Діаметр горна:		
м	9,75	14,7
%	100,0	150,8
Завантажувальний пристрій	конусний	лотковий РW
Вміст заліза в шихті, %	52,61	52,80
Витрата підготовленої сировини, %:		
агломерату КрСт і НКГЗК-1	80,5	-
агломерату НКГЗК-2	13,0	67,8
обкотишів	6,0	26,9
Рудне навантаження, т/т	3,91	3,53
Питома продуктивність:		
т/м ³ ·доб	1,554	1,456
%	100,0	93,7
Питома витрата коксу:		
кг/т	458	488
%	100,0	106,5
Дуття:		
абсолютний ступінь стиснення	3,47	4,17
питомий ступінь стиснення 1 м ³ /с дуття ε' · 10 ²	7,14	3,54
температура, °С	1021	1089
вміст кисню, %	26,7	26,2
витрата природного газу, % до витрати дуття	6,66	7,86
Надмірний тиск колошникового газу, кПа	129	157
Виніс пилу (вловленого), кг/т	19	2
Коефіцієнт рівня технології:		
т/м ³ ·доб	3,393	2,984
%	100,0	87,9

Таблиця 2

Показники роботи доменних печей ВАТ «Северсталь» 2003 р. за даними [18]

Показники	Номер печі		
	1	3	5
Корисний об'єм:			
м ³	1007	2000	5500
%	100,0	198,6	546,2
Висота шахти:			
м	15	18,2	20,4
%	100,0	121,3	136,0
Діаметр горна:			
м	7,2	9,75	15,1
%	100,0	135,4	209,7
Завантажувальний пристрій	конусний	конусний	лотковий РW
Вміст заліза в шихті, %	58,5	59,2	60,1
Питома продуктивність:			
т/м ³ ·доб	3,144	2,346	1,928
%	100,0	74,6	61,3
Питома витрата коксу:			
кг/т	400,8	414,9	420,3
%	100,0	103,5	104,9
Рудне навантаження, т/т	4,075	3,868	3,787
Дуття:			
температура, °С	1145	1153	1185
вміст кисню, %	30,3	29,6	23,55
витрата природного газу, м ³ /хв	290	397	692
Надмірний тиск колошникового газу	1,42	1,79	1,86
Частка об'єму печі від сумарного об'єму всіх печей цеху, %	10,5	21,0	57,7
Частка виробництва від сумарного виробництва всіх печей цеху, %	14,9	21,6	50,4
Дуття:			
т/м ³ ·доб	7,84	5,65	4,59
%	100,0	72,1	58,5

сировинні чинники — якість коксу і залізорудної сировини.

Залежність швидкості дуття від сировинних умов раніше розглядалась для двох змінних — якості коксу і швидкості витоку [20]. Підвищення швидкості витоку струменя дуття супроводжується посиленням процесів сегрегації коксу у фурменому вогнищі [21], накопиченням дрібняку коксу у граничному шарі вогнища, викликаним сегрегацією і погіршенням газифікації палива. В результаті протікання цих процесів висхідна

гілка фурменого вогнища відхиляється від центра до периферії, змінюються умови утворення рідкої фази, внаслідок чого виникав так званий газодинамічний поріг між вогнищем і вісьовою зоною — зона зниженої газопроникності, що ускладнювала нормальну експлуатацію печі.

Перепорою для динамічного проходження газу крізь оболонку фурменого вогнища є третій фактор, а саме кількість утворюваного шлаку, обумовлена багатством доменної шихти залізом. Дані, наведені

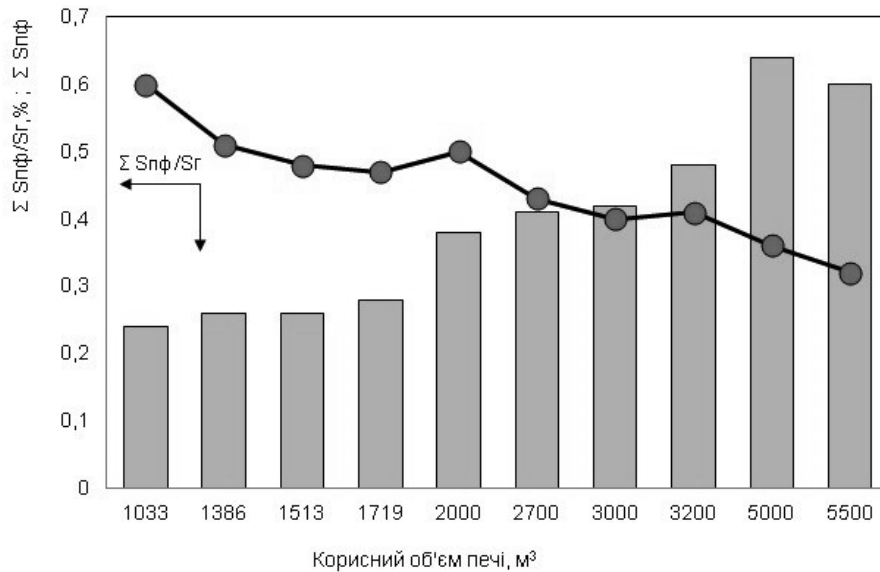


Рис. 2. Зміна відносної $S_r/S_{пф}$ і абсолютної $\Sigma S_{пф}$ площ вихідного перетину повітряних фурм діаметром 140 мм на типових доменних печах [20]

Таблиця 3
Вихід шлаку та швидкість дуттьового струменя на доменних печах колишнього СРСР у 1983 р. [2]

Підприємство	Вихід шлаку, кг/т чавуну	Швидкість дуття, м/с
АзСт	579	157
ЗСт	558	196
ЖМК	518	204
КарМК	690	152
НТМК	440	164
ММК	357	213

в табл. 3, ілюструють вплив виходу шлаку на швидкість дуття на фурмах як на підприємствах колишнього Мінчормету УРСР (АзСт — ЖМК), так і на підприємствах інших регіонів (КарМК — ММК). Тому не випадково для забезпечення форсованої роботи печей збільшеного об'єму намагалися забезпечити останні більш якісною залізородною сировиною.

Таким чином, умовою форсованої роботи потужних печей за рахунок прийняття дуття відповідних обсягів є використання залізородних матеріалів з високим вмістом заліза.

Наступним чинником впливу на газодинамічні процеси в ДП різного об'єму є якість дуття, яку продукують доменні компресори різної потужності (табл. 4).

Розгляд даних табл. 4 свідчить про те, що зі збільшенням об'єму ДП і зростанням продуктивності і абсолютного тиску дуття питомий ступінь стиснення дуття знижувався. Якщо цей ступінь, розрахований за максимальними для ПДМ параметрами для ДП об'ємом 930-1180 м³ знаходився в межах 8,33-10,81, то для печей об'ємом 2700-3200 м³ — в межах 4,52-6,38, що в 1,7-1,8 рази нижче.

Якщо в діапазоні зростання корисного об'єму печей з 930 до 3200 м³ продуктивність ПДМ зростає з 2200 до 6900 нм³/хв або у три рази, то абсолютний ступінь стиснення — з 4 до 5,3, тобто лише у 1,3 рази, що і зумовило зниження питомого ступеня стиснення, від якого залежить можливість форсування ходу доменного процесу дуттям. Така особливість розвитку доменних компресорів притаманна всім металургійним регіонам світу. Наприклад, питомий ступінь стиснення дуття ДП № 2 заводу Накаяма об'ємом 757 м³ був в середньому 11,25, ДП № 3 Фукуяма об'ємом 3223 м³ — 4,97, а ДП № 2 Оіта об'ємом 5245 м³ — 3,86 (Японія [16]).

Виходом зі становища, що склалося, може бути удосконалення доменних компресорів не в напрямі збільшення продуктивності, а в напрямі збільшення абсолютного і питомого ступенів стиснення. Оскільки таке удосконалення потребує збільшення потужності приводу компресорів і витрат енергії на компримування дуття, то поряд з цим слід передбачити обов'язкове використання на ДП газових утилізаційних турбін, що дозволить повернути в мережу до 35 % енергії, яку витрачено на стиснення дуття.

Прикладом переходу на компресори нового покоління є придбання комбінатом АМКР для ДП № 9 ПДМ з електроприводом. ПДМ SIEMENS STC-GV (160-3) має продуктивність 4800 нм³/хв і електродвигун потужністю 26,5 МВт. Такі компресори використовуються на потужних печах в режимі спареної роботи.

Поєднання позитивних параметрів профілю (обмежені висота і перетин) з підвищеною якістю стисненого дуття обумовило беззаперечну перевагу компактних ДП перед агрегатами більшого об'єму. Помірна висота шахти і протитокової області в цілому дозволяють форсувати процес без суттєвого посилення радіальної нерівномірності газорозподілу. Обмежені поперечні розміри забезпечують можливість транспорту

Таблиця 4

Деякі параметри радянських повітродувних машин (ПДМ), рекомендованих [16] для доменних печей різного об'єму

Корисний об'єм печей, м ³	Корисний об'єм печей, м ³	Витрата дуття		Тиск дуття, кПа	Ступені стиснення дуття	
		нм ³ /хв	нм ³ /с		абсолютний ε	питомий $\varepsilon' \cdot 10^2$
930-1180	K-2750-31-1	2200	37	400	4,0	10,81
	K-3250-41-1	2900	48	400	4,0	8,33
1300-1400	K-3250-41-1	2900	48	400	4,0	8,33
	K-4250-41-1	3700	62	400	4,0	6,45
1500-1800	K-4250-41-1	3680	61	407	4,07	6,67
	K-4250-41-1	3600	59	412	4,12	6,98
	K-4250-41-1	3200	53	510	5,10	9,62
2000-2300	K-4250-41-1	3200	53	510	5,10	9,62
	K-5500-41-1	3480	58	392	3,92	6,76
	K-5500-41-1	4500	75	510	5,10	6,80
2700-3200	K-5500-41-1	5000	83	440	4,40	5,30
	K-5500-41-1	4700	78	490	4,90	6,28
	K-5500-41-1	5000	83	530	5,30	6,38
	K-7000-41-1	6900	115	520	5,20	4,52

газів і тепла до центру печі без створення спеціальної вісьової віддушини, а також сприяють формуванню мінімальної за об'ємом надфурменної вісьової зони малорухомих матеріалів.

Тому в процесі реконструкції доменних цехів доцільно зберегти, принаймні, одну піч невеликого об'єму, модернізуючи як власне піч, так і пічний комплекс. Використання сучасних ДП невеликої потужності не пов'язане з тривалим «омертвінням» капітальних вкладень, дозволяє забезпечити гнучкість виробництва і підвищити його ефективність як при скороченні виробничої програми, так і при застосуванні низькоякісних шихтових матеріалів.

Тим не менш, ДП середнього і великого об'єму мають значне поширення і являються незамінними на підприємствах з потужними конвертерними цехами і там, де бракує площ для розміщення додаткових агрегатів. Тому і надалі увага буде приділятися удосконаленню цих печей і умов їх експлуатації, оскільки останні визначають обсяги виробництва.

Дослідження попередників і результати представленої роботи дозволяють класифікувати фактори обмежень у використанні ДП збільшеного об'єму. Залежно від цих факторів їх можна поділити на три умовні групи — зовнішні, конструкційні і суто внутрішні, обумовлені змінами структури стовпа шихти під впливом збільшення об'єму ДП.

До першої групи зовнішніх факторів слід віднести якості коксу, залізородних матеріалів і спроможність повітродувних машин продукувати дуття необхідних ступенів стиснення. Важливість дотримання високої гарячої міцності коксу обумовлена погіршенням умов використання коксу при збільшенні об'єму ДП

внаслідок дії принаймні трьох факторів: сегрегації у фурменній зоні [21], посиленої газифікації в коксовому центральному каналі і більш тривалого перебування в коксовій насадці збільшеного об'єму. Кокс в центральному каналі або у «віддушині» при високих температурах потерпає від впливу газифікованого кисню шихти, що перейшов з периферійної і проміжної частин перетину, де відбулося відновлення оксидів заліза [22].

Друга група конструкційних факторів подолання суттєвих обмежень в експлуатації печей з корисним об'ємом > 1500 м³ повинна бути представлена раціональними профілем, співвідношенням площ вихідного перетину повітряних фурм і перетину горна, а

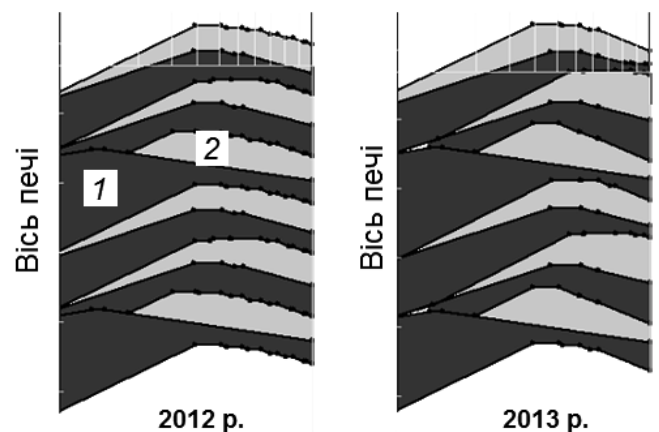


Рис. 3. Розрахункова структура верхньої частини стовпа шихтових матеріалів для програм завантаження, що використовувались на ДП № 3 ЄМЗ об'ємом 1719 м³ у 2012 і 2013 рр. [23]: 1 — кокс; 2 — залізородні матеріали

також використанням безконусних завантажувальних пристроїв.

Третя, «внутрішня» група факторів обмежень стосується змін структури стовпа шихти за рахунок утворення центрального коксового каналу (рис. 3), що не характерне для компактних ДП і збільшення висоти вісьової зони малорухомого коксу [24]. Сюди слід додати також менші нестаціонарності сходження і розпушення стовпа шихти в порівнянні з компактними печами [25].

Таким чином, подальше удосконалення доменного процесу в печах середнього і великого об'єму пов'язане з вжиттям заходів для обмеження негативного впливу факторів зовнішньої і внутрішньої дії, а також факторів, пов'язаних з конструктивним оформленням ДП.

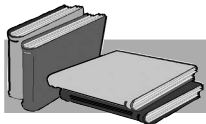
Висновки

Показано, що застосування показників, які розраховуються на одиницю площі горна, не є доцільним, оскільки площа горна не є основним розміром печі.

Основним розміром є повний об'єм печі, який визначає конструкцію агрегату і обсяг капітальних витрат на його будівництво. Показники питомої продуктивності, що розраховуються на одиницю об'єму печі, аналітично залежать від висоти печі і адекватно відображають результативність роботи печей різного об'єму.

Показано, що поєднання позитивних параметрів профілю (обмежені висота і перетин) з підвищеною якістю стисненого дуття обумовило беззаперечну перевагу компактних доменних печей перед агрегатами більшого об'єму.

Встановлено і класифіковано фактори обмежень у використанні доменних печей збільшеного об'єму. Залежно від дії цих факторів поділено їх на три групи — зовнішні, конструкційні і суто внутрішні, обумовлені змінами структури стовпа шихти під впливом збільшення об'єму печей. Показано, що подальше удосконалення доменного процесу в печах середнього і великого об'єму пов'язане з вжиттям заходів для обмеження негативної дії, а також факторів, пов'язаних з конструкцією печей.

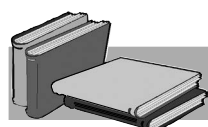


ЛІТЕРАТУРА

1. Люнген Х.Б., Петерс М., Шмеле П. Производство чугуна. *Черные металлы*. 2010. № 8-9. С. 52-59.
2. Волков Ю.П., Шпарбер Л.Я., Гусаров А.К. Технолог-доменщик. Справочное и методическое руководство. Москва: Металлургия, 1986. 263 с.
3. Курунов И.Ф. Оценка производительности и интенсивности хода доменных печей различного объема. *Изв. Вузов. Черная металлургия*. 1991. № 5. С. 12-14.
4. Курунов И.Ф., Филатов С.В. Оценка эффективности работы доменных печей и перспективы технологии доменной плавки. *Металлургия*. 2014. № 5. С. 44-47.
5. Можаренко Н.М., Вышинская Е.Д., Горупаха В.В. Тенденции изменения проектных профилей доменных печей в современных топливно-сырьевых условиях. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. 2014. Вып. 29. С. 52-63.
6. Реферативный журнал «Металлургия». 1977. Реф. 7В206. Доменная печь № 3 фирмы CSN «Sider Latinoamer». 1976. № 200. С. 72-81.
7. Кузнецов М.С., Крячко Г.Ю., Сігарьов Є.М. Зміни у проектуванні і роботі накопичувальної частини доменних печей в процесі удосконалення технології плавки. *Теорія і практика металургії*. 2022. № 1. С. 5-14. DOI: <https://doi.org/10.34185/tpm.1.2022.01>
8. Ковальски В., Люнген Х.Б., Штриккер К.П. Стойкость доменных печей: современный уровень и мероприятия по продлению кампании. *Черные металлы*. 1999. № 9. С. 26-35.
9. Сохацкий А.А. Совершенствование тепло-газодинамической работы в «сухой» зоне доменной печи с учетом внешних тепловых потерь. *Дис. на соискание канд. техн. наук*. Днепропетровск, 2011. 193 с.
10. Кюн К. Зависимость между профилем доменных печей и показателями их работы. *Черные металлы*. 1963. № 12. С. 34-36.
11. Бялый Л.А., Кайлов В.Д., Костров В.А. и др. Исследование процессов восстановления в доменной печи объемом 2700 м³. *Сталь*. 1973. № 2. С. 1068-1074.
12. Гиммельфарб А.А., Воловик Г.А., Левченко В.Е. Рациональный профиль доменной печи и перспективы его развития. *Изв. Вузов. Черная металлургия*. 1987. № 7. С. 32-41.
13. Андронов В.Н., Саад Халид. Оптимизация технологии доменной плавки на комбинированном дутье. *Черные металлы*. 2001. № 7-8. С. 25-30.
14. Юсфин Ю.С., Черноусов П.И., Голубев О.В. Печи малого объема — будущее доменного производства? *Изв. Вузов. Черная металлургия*. 2005. № 10. С. 20-25.
15. Крячко Г.Ю. О тенденциях изменения параметров воздушных фурм. *Сталь*. 2001. № 7. С. 11-15.
16. Крячко Г.Ю. Оценка качества дутья и технической работы газа в доменном процессе. *Черные металлы*. 2002. № 10. С. 11-16.

17. Шеремет В.А. Развитие доменного производства Криворожского государственного горно-металлургического комбината «Криворожсталь». *Сб. тр. Международной научно-технической конференции, посвященной 70-летию КГГМК «Криворожсталь»*. Кривой Рог, 2004. С. 5-12.
18. Шатлов В.А. Состояние производства чугуна и технологии доменной плавки в России. *Сб. тр. Международной научно-технической конференции, посвященной 70-летию КГГМК «Криворожсталь»*. Кривой Рог, 2004. С. 22-26.
19. Тарасов В.П. Газодинамика доменного процесса. Москва: Металлургия, 1982. 222 с.
20. Крячко Г.Ю. Установление предельно возможного расхода дутья в доменной плавке. *Черные металлы*. 2004. № 3. С. 11-14.
21. Манчинский В.Г. Моделирование процессов сегрегации кокса в фурменной зоне доменной печи. *Сталь*. 1974. № 3. С. 201-203.
22. Бугаев К.М. Экспериментально-аналитическое исследование тепло- и массообмена в доменной печи. В кн. «Познание процессов доменной плавки». Дніпропетровськ: Пороги, 2006. С. 190-206.
23. Большаков В.И., Семенов Ю.С., Шумельчик Е.И. и др. Освоение энергосберегающей технологии загрузки доменной печи, оборудованной БЗУ, в конъюнктурных топливно-сырьевых и технологических условиях. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. 2014. Вып. 28. С. 57-80.
24. Дружков В.Г., Ведешкин М.В., Подборных О.Н. Очертания осевой зоны малоподвижных материалов и траектории движения составляющих шихты в моделях доменных печей. *Сталь*. 1988. № 12. С. 11-15.
25. Овчинников Ю.П., Мойкин В.И., Спирин П.А., Боковиков Б.П. Нестационарные процессы и повышение эффективности доменной плавки. Челябинск: Металлургия. Челябинское отд., 1989. 120 с.

Надійшла 27.03.2023



REFERENCES

1. Lungen, H.B., Peters, M., Shmele, P. (2010). Iron production. *Black metals*, no. 8-9, pp. 52-59 [in Russian].
2. Volkov, Yu.P., Shparber, L.Ya., Gusarov, A.K. (1986). Domain technologist. Reference and methodical guide. Moscow: Metallurgiya, 263 p. [in Russian].
3. Kurunov, I.F. (1991). Evaluation of productivity and intensity of operation of blast furnaces of various sizes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, no. 5, pp. 12-14 [in Russian].
4. Kurunov, I.F., Filatov, S.V. (2014). Evaluation of the efficiency of blast furnaces and prospects for blast furnace technology. *Metallurgist*, no. 5, pp. 44-47 [in Russian].
5. Mozharensko, N.M., Vishinskaya, E.D., Gorupaha, V.V. (2014). Tendencies of change the project profiles of blast furnaces in modern fuel-raw material conditions. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, iss. 29, pp. 52-63 [in Russian].
6. Reference journal "Metallurgy". 1977. Ref. 7B206. Blast furnace No. 3 by CSN "Sider Latinoamer". 1976, no. 200, pp. 72-81 [in Russian].
7. Kuznetsov, M.S., Kryachko, G.Yu., Sigarev, Ye.M. (2022). Changes in the design and operation of the accumulatory part of domain furnaces in the process improving fuel technology. *Theory and practice of metallurgy*, no. 1, pp. 5-14, doi: <https://doi.org/10.34185/tpm.1.2022.01> [in Ukrainian].
8. Koval'ski, V., Lungen, H.B., Shtrikker, K.P. (1999). Blast Furnace Sustainability: State of the Art and Campaign Extension Measures. *Black metals*, no. 9, pp. 26-35 [in Russian].
9. Sohatski, A.A. (2011). Improvement of heat and gas dynamic operation in the "dry" zone of a blast furnace, taking into account external heat losses. Candidate's thesis. Dnepropetrovsk, 193 p. [in Russian].
10. Kyun, K. (1963). The relationship between the profile of blast furnaces and their performance. *Black metals*, no. 12, pp. 34-36 [in Russian].
11. Byalyi, L.A., Kailov, V.D., Kostrov, V.A. et al. (1973). Study of reduction processes in a blast furnace with a volume of 2700 m³. *Steel*, no. 2, pp. 1068-1074 [in Russian].
12. Gimmel'farb, A.A., Volovik, G.A., Levchenko, V.E. (1987). Rational profile of a blast furnace and prospects for its development. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, no. 7, pp. 32-41 [in Russian].
13. Andronov, V.N., Saad Halid (2001). Optimization of technology for blast-furnace smelting on combined blast. *Black metals*, no. 7-8, pp. 25-30 [in Russian].
14. Yusfin, Yu.S., Chernousov, P.I., Golubev, O.V. (2005). Small volume furnaces — the future of blast furnace production? *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, no. 10, pp. 20-25 [in Russian].
15. Kryachko, G.Yu. (2001). On trends in the parameters of air lances. *Steel*, no. 7, pp. 11-15 [in Russian].
16. Kryachko, G.Yu. (2002). Evaluation of the quality of the blast and the technical work of the gas in the blast furnace process. *Black metals*, no. 10, pp. 11-16 [in Russian].
17. Sheremet, V.A. (2004). Development of blast-furnace production at the Krivorozhstal State Mining and Metallurgical Plant. *Sb. Tr. Mezhdunarodnoi nauchno-techicheskoi konferentsii*. Krivoi Rog, pp. 5-12 [in Russian].

18. Shatlov, V.A. (2004). Status of pig iron production and blast-furnace smelting technology in Russia. *Sb. Tr. Mezhdunarodnoi nauchno-techicheskoi konferentsii*. Krivoi Rog, pp. 22-26 [in Russian].
19. Tarasov, V.P. (1982). Gas dynamics of the blast-furnace process. Moscow: Metallurgiya, 222 p. [in Russian].
20. Kryachko, G.Yu. (2004). Establishment of the maximum possible consumption of blast in blast-furnace melting. *Black metals*, no. 3, pp. 11-14 [in Russian].
21. Manchinskii, V.G. (1974). Simulation of coke segregation processes in the tuyere zone of a blast furnace. *Steel*, no. 3, pp. 201-203 [in Russian].
22. Bugaev, K.M. (2006). Experimental-analytical study of heat and mass transfer in a blast furnace. In the book "Knowledge of blast furnace processes". Dnipropetrovsk: Porogi, pp. 190-206 [in Russian].
23. Bol'shakov, V.I., Semenov, Yu.S., Shumel'chik, E.I. et al. (2014). Mastering energy-saving technology for loading a blast furnace equipped with a BZU in market-driven fuel and raw material and technological conditions. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, iss. 28, pp. 57-80 [in Russian].
24. Druzhkov, V.G., Vedeshkin, M.V., Podbornih, O.N. (1998). The outlines of the axial zone of slow-moving materials and the trajectory of the charge components in models of blast furnaces. *Steel*, no. 12, pp. 11-15 [in Russian].
25. Ovchinnikov, Yu.P., Moikin, V.I., Spirin, P.A., Bokovikov, B.P. (1989). Non-stationary processes and increasing the efficiency of blast-furnace smelting. Chelyabinsk: Metallurgiya, 120 p. [in Russian].

Received 27.03.2023

Summary

G.Yu. Kryachko, PhD (Engin.), Associate Professor, Associate Professor of Department, e-mail: krachkogennadij@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-8773-508X>

Ye.M. Sigarev, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of Department, e-mail: en_sigarev@ua.fm, <https://orcid.org/0000-0002-8229-7877>

Dniprovsky State Technical University (Kamyanske, Ukraine)

Assessment of changes in productivity and limitations in forcing movement when increasing the volume of blast furnaces

The selection of the useful volume of new or reconstructed blast furnaces is an urgent task for both manufacturers and designers; therefore, the assessment of the technological capabilities of furnaces of different volumes has always been of interest from both a practical and a theoretical point of view. The purpose of the presented work is the selection of the most representative indicators, with the help of which a comparative assessment of the operation of furnaces of different volumes is possible, the evaluation of the operation of furnaces in the conditions of planned and market economies, as well as an attempt to determine and classify the factors limiting the forced operation of furnaces of increased volume.

It is shown that the use of indicators calculated per unit area furnace is not appropriate, since area furnace is not the main size furnace. The main size is full volume furnace, which determines design unit and amount of capital costs for its construction. Specific productivity indicators calculated per unit volume furnace similarly depend on the height furnace and adequately reflect performance of furnaces of different volumes.

The indisputable advantage of compact blast furnaces with a useful volume < 1500 m³ in comparison with furnaces of larger volumes is shown, which indicates imperfection of a simplified approach to evaluating performance of furnaces based on the concepts of balance and gas dynamic components, since it is difficult to take into account all the components when determining these components influencing factors.

Factors limiting process intensification in blast furnaces of medium and large volumes have been established and classified. The main external factors are the quality characteristics of coke, iron ore materials and blowing, more specifically, hot strength of coke, richness of raw materials in iron and the ability of air blowers to provide blowing with required degree of compression. The main structural solutions to overcome significant limitations in operation of furnaces with a useful volume > 1500 m³ are a rational profile, ratio of output cross-section of air nozzles and cross-section furnace, as well as the use of coneless loading devices.

Keywords

Blast furnace, volume, performance, benchmarks, limiting factors, process intensification.

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 2 (333), 18-26

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.018>

UDC 669.18:621.746.32

V.O. Ruban, PhD Student, e-mail: vovan1007@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-6617-296X>

O.M. Stoianov, PhD (Engin.), Associate Professor, Assistant Professor, e-mail: san.dmeti68@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-7136-7403>

Ukrainian State University of Science and Technology (Dnipro, Ukraine)

The investigation of the thermal performance of the graphitized hollow electrode in the "ladle-furnace" with the supply of neutral gas

The article presents an analysis of heat transfer efficiency from an electric arc discharge formed in the sub-electrode zone to a metal bath under different operating conditions of the "ladle-furnace" (LF). A numerical modeling methodology has been developed, and the obtained data have been analyzed to determine the heat transfer efficiency with the supply of neutral gas through a graphitized hollow electrode (GHE).

The objective of this study is the numerical modeling of the influence of changing the geometric parameters of the metal bath cavity formed by gas injection through the channel of the graphitized hollow electrode on the heat transfer efficiency from the electric arc to the metal bath at different thickness of the slag cover in the "ladle-furnace".

Research methods. Numerical modeling of the heating of the metal bath was performed on a developed 3D model of a steel ladle with liquid metal and a cavity zone formed under the action of an electric arc and gas supplied through the channel of the graphitized hollow electrode. Heating was conducted under different geometric parameters of the cavity and varying heights of the slag cover. The obtained data were analyzed, indicating the advantage of using the graphitized hollow electrode with gas supply through its channel compared to a conventional electrode.

Results obtained. The share of heat absorbed by the slag and metal under the conditions of using a conventional electrode and a hollow electrode with gas supply through its channel was determined. The influence of the parameters of the reaction zone formed under the GHE on the heat transfer from the electric arc to the metal bath was determined, with maximum temperature increase values of the metal amounting to 0.6 °C/min.

Scientific novelty. New data were obtained regarding the influence of neutral gas supply through GHE on the amount of heat transferred to the metal by convection, and indicators of the heat flux density from the electric arc to the metal cavity in the sub-electrode zone were determined.

Practical significance. It was determined that increasing the area of the metal cavity by supplying gas through the GHE channel improves the heat transfer from the electric arc to the metal bath. Meanwhile, increasing the thickness of the slag cover reduces heat losses to the furnace atmosphere. The carried out research provided important data regarding the thermal performance of the "ladle-furnace" in the sub-electrode zone, which can be further utilized for process optimization.

Keywords: ladle-furnace, graphitized hollow electrode, numerical modeling, 3D model, geometric parameters of the cavity, heat transfer, heat flux density.

Introduction. The organization of technological processes in the "ladle-furnace" (LF) requires determining the sequence and timing of operations, which influences the consumption of energy and material resources. Therefore, the schemes for organizing these processes are continuously being improved. The efficiency of thermal processes during secondary steel refining in the "ladle-furnace" depends on various factors. In particular, the modification and removal of non-metallic inclusions,

desulfurization, and steel alloying result in significant heat losses, which are compensated by heating through the electric arc formed between the lower end of the electrode and the metal bath.

One of the possible directions of development is the use of new materials and technologies that reduce energy consumption and increase equipment productivity. An option in this regard is the application of a graphitized hollow electrode (GHE) with gas supply through its chan-

nel, which increases the geometric parameters of the metal cavity, thereby positively impacting the efficiency of heat absorption from the electric arc.

Thus, the development of new technologies and equipment can improve the quality and efficiency indicators of secondary steel refining. Therefore, the research on the thermal performance of the graphitized hollow electrode with gas supply through its channel during steel processing in the "ladle-furnace" is a relevant task.

Relevance. During secondary metal processing, compensation for heat losses occurs through the heating of the metal by the heat released under the action of alternating or direct current electric arc. In the "ladle-furnace", the electric arc is formed between the metal and three vertically positioned graphitized electrodes (GE), creating a junction point of three arcs in the form of a "star" [1].

Approximate values characterizing the temperature drop of liquid steel in ladles with a capacity of 100-150 tons during desulfurization, deoxidation, alloying, holding-on, and ladle replacement are provided by the authors of works [2-4]. During desulfurization, when slag is formed and the melt is agitated by gas through bottom blowing devices or submerged lance, the steel temperature can decrease by 30-40 °C. After the ferroalloys addition and subsequent homogenization of the chemical composition and temperature of the steel in the ladle, the temperature decreases by 10-15 °C. The rate of temperature decrease of the steel reaches up to 0.6 °C/min during holding-on and ladle replacement, and 1.1-1.4 °C/min during homogenization of the metal by inert gas blowing.

The practice at many metallurgical plants shows that during the secondary processing of a wide range of steel, the overall temperature decrease is 50-60 °C or more. In the case of producing special steel grades using single or double vacuum technology, the temperature decrease can reach 150 to 250-300 °C, respectively [2, 5, 6].

The rate of metal heating during processing in "ladle-furnace" ranges from 2 to 5 °C/min and depends on several technological parameters such as: heat accumulation and oxidation of electrodes; weight and rate of adding slag-forming materials; gas blowing regimes and flow rate; methods and locations of adding solid and powder materials; thickness of the slag layer; melt temperature; state of gas blowing blocks [3, 6, 7].

Based on the analytical review, there is a lack of reliable data on heat exchange in the "plasma-slag-metal" system, taking into account changes in the geometric parameters of the cavity and the formation of additional

convective flows through gas injection through the channel of the graphitized hollow electrode.

This provides grounds to assert that research aimed at determining the influence of gas supply through the channel of the graphitized hollow electrode on heat transfer from the electric arc discharge to the metal bath during secondary processing is quite relevant.

Research methodology. Based on the results of previous studies on the influence of gas injection regimes through the channel of the hollow electrode, empirical regularities regarding the shape and size of the cavity have been defined. It is evident that changes in the geometric parameters of the cavity should affect the efficiency of heat transfer from the arc formed in the sub-electrode zone to the metal melt on the "ladle-furnace". To evaluate this effect, computer modeling of non-stationary heat transfer in the "plasma-slag-metal" system was carried out.

In works [8-14], a significant number of various models used for numerical simulation of processes related to the transfer of energy, mass, momentum, and charge in the plasma of an electric arc are discussed.

To determine the effect of gas supply through the channel of the graphitized hollow electrode on the heat absorption efficiency of the metal, a comparison was made between different variants of secondary steel processing on the "ladle-furnace" with varying slag thickness and corresponding gas flow rate, proposed in the previous stage, and base variants without blowing with various slag thickness. The base variants were chosen to be the operation of a conventional graphitized electrode without gas injection with a slag thickness of 100-200 mm. The geometric parameters of the cavity under the given conditions were calculated in the previous stages of the research using models described in works [8, 15, 16]. In the next stage, initial conditions for calculating heat transfer in the plasma-slag-metal system were set, as presented in Table 1.

Using the software "Ansys", in the "DesignModeler", a 3D model of a ladle for steel casting with liquid metal and the cavity zone formed under the influence of an electric arc and gas was created. The geometric parameters of the 3D ladle model include a capacity of 250 tons with a metal level in the ladle of 3.96 meters and a bath diameter of 3.6 meters. To simplify the calculation, one-third of the total volume of the liquid bath was taken in the form of a part of truncated cone with a sector of a circle at its base, with the electrode axis located on the bisector of the angle of this sector. The distance of the GHE above the metal bath level is equal to 70 % of the thickness

Table 1

Initial conditions for heat transfer calculation

Parameter	Steel	Slag
Temperature t , °C	1600	1700
Density ρ , kg/m ³	7000	3000
Thermal conductivity λ , W/(m·°C)	60.5	0.45
Specific heat capacity, J/(kg·°C)	434	1100

Table 2

Geometric parameters of the cavity

№	Gas flow rate through the GHE channel, m ³ /h	Slag thickness, H_{sl} , m	Cavity depth, h_{cav} , m	Diameter of the circle at the base of the cavity, d_{cir} , m
1	No gas supply	0.1	0.05	0.495
2	No gas supply	0.2	0.04	0.495
3	3	0.1	0.07	0.499
4	4.5	0.1	0.08	0.502
5	6	0.1	0.09	0.507
6	6	0.2	0.06	0.608
7	8	0.2	0.07	0.626
8	10	0.2	0.08	0.644

of the slag cover [4]. The geometric parameters of the cavity for the base cases and the developed cases are provided in Table 2.

To obtain detailed information on any area of the investigated region, a computational grid was applied to the 3D model of the liquid bath, consisting of 12.098 elements and 41.368 nodes. Boundary conditions (bc) for the calculation of transient heat transfer were specified separately for each variant. For the electrode-slag interface, both in the base variants and with gas supply, Dirichlet (1st type) boundary condition was assigned, as the temperature in this region of the graphitized hollow electrode had been determined in the previous stage of the study [17]. For the slag and metal surfaces, Neumann (3rd type) boundary condition was specified, which was calculated based on the work [18].

Since the Grashof number for the given conditions is about 10^6 , the convective heat transfer coefficient was determined using formula (1) for heat exchange during natural convection of liquid metals:

$$Nu = \frac{\alpha \cdot h}{\lambda} = 0,52Gr^{\frac{1}{4}} \cdot Pr^{0,4}, \text{ where } Gr = 10^2 \dots 10^9, \quad (1)$$

where α is the average heat transfer coefficient in W/(m²·°C), h is the depth of the cavity formed between

the metal and the slag, λ is the thermal conductivity of argon at high temperatures [19, 20].

The Grashof number (Gr) was calculated using the formula:

$$Gr = \frac{g\beta d_{GHE}^3 (T_{amb} - T_{aver})}{\nu_g} \cdot 10^{-3}, \quad (2)$$

where $g = 9,81$ m/s² is acceleration of gravity; $\beta = 1/T_{surf}$ — volume expansion coefficient of gases, K⁻¹; d_{GHE} — diameter of the graphitized hollow electrode, m; $(T_{amb} - T_{aver})$ — the temperature difference between the atmosphere in the arc burning zone and the average temperature of the metal surface and the atmosphere, K; ν_g — coefficient of kinematic gas viscosity, m²/s.

Pr — the Prandtl number was calculated using the formula:

$$Pr = \nu_g / a, \quad (3)$$

where a — thermal diffusivity, m²/s.

Thus, the following boundary conditions were adopted for the calculation of unsteady heat transfer during processing of steel in a “ladle-furnace”, as presented in Table 3.

The calculation of the increase in specific heat Δi of liquid steel through the metal mirror surface (without

Table 3

Boundary conditions for unsteady heat transfer

Surface	Type of boundary conditions	Convective heat transfer coefficient α , W/(m ² ·°C)	Ambient temperature T_{amb} , °C	Emissivity ε [21]
Contact of slag with the lateral surface of the electrode	Dirichlet (1 st type bc)	—	2500	—
Surface of the slag in the arc burning zone	Neumann (3 rd type)	8.07	4500	0.9
Surface of the metal in the arc burning zone	Neumann (3 rd type)	8.15	4500	0.4

considering heat losses through the walls and bottom of the ladle) during heating in the “ladle-furnace” was performed using the following formula:

$$\Delta i = \frac{F}{m} \int q(\tau) d\tau, \text{ J/kg}, \quad (4)$$

where F is the surface area of the metal mirror, m^2 ; m is the mass of steel, kg ; $q(\tau)$ is the time-varying change in the average value of the heat flux density over the area F , W/m^2 ; τ is the time, s . The surface area of the metal mirror was determined based on the given parameters in the “DesignModeler”.

Since the calculation results of the average heat flux density function were obtained in a discrete form, it was necessary to apply a numerical integration method for the calculation of the specific heat increment. Among the known methods, the Simpson's method was chosen for its sufficient accuracy and reliable results. This method was implemented using the Microsoft Excel.

This method of computing a definite integral is based on replacing the graph of the integrand function with parabolic arcs whose axes are parallel to the Oy axis, rather than using straight chords as in the trapezoidal method. If the integration interval $[a; b]$ is divided into an even number of equal parts (i.e., $n = 2m$) and denoted by $y = f(x_k)$, where $x_k = a + \Delta x \cdot k$ represents the division points with $k = 0, 1, 2, \dots, 2m$, then the definite integral can be computed using the formula [21-24]:

$$\int_a^b f(x) dx \approx \frac{b-a}{6m} (y_0 + y_{2m} + 2(y_2 + y_4 + \dots + y_{2m-2}) + 4(y_1 + y_3 + \dots + y_{2m-1})). \quad (5)$$

Here, the number of division points $2m$ is arbitrary, but the larger this number, the more accurate the sum on the right-hand side of the equation provides the value of the integral.

Modeling results. The modeling results provide data on the distribution of heat flux density through the curved surface of the metal cavity and the surface of the slag in the sub-electrode zone during the steel processing in the “ladle-furnace”. This distribution is depicted in Fig. 1 as a set of vectors with different directions on the 3D model of the sub-electrode zone during metal treatment in the “ladle-furnace”, under the conditions of a slag height of 100 mm and a gas flow rate supplied through the GHE channel of $3 \text{ m}^3/\text{h}$.

The magnitude and main directions of the heat flux density distribution vectors have been determined, of which the majority is directed through the curved cavity formed by the action of the electric arc into the volumes of the metal bath and slag layer.

Based on the obtained distribution data, separate graphs of the average heat flux density distribution have been constructed for the surface of the metal cavity and the surface of the slag, considering a gas flow rate of $3 \text{ m}^3/\text{h}$ supplied through the channel of the graphitized hollow electrode and a slag layer height of 100 mm (Fig. 2).

From the data shown in Fig. 2, it can be observed that at the beginning of the process, the heat flux density sharply increases, reaching its peak and then starts to decrease. This phenomenon can be explained by the fact that at the start of the operation of the electric arc device, the temperature of the surfaces of the liquid steel and slag in the arc burning zone rapidly increases, leading to a significant increase in heat flux density. Subsequently, the heat flux density gradually decreases after reaching its peak due to the redistribution of temperature from the surfaces of the steel and slag into their overall volumes. This dependence is relevant for both steel and slag, despite the fact that the heat flux density to the slag is higher than to the steel due to its higher emissivity.

For the calculation of the increase in specific heat content of the liquid steel through the metal mirror surface, the share of heat transferred to the metal through radiation and convective heat transfer were determined. The influence of the gas flow rate supplied through the channel of the graphitized hollow electrode on the portion of heat transferred to the metal through convective

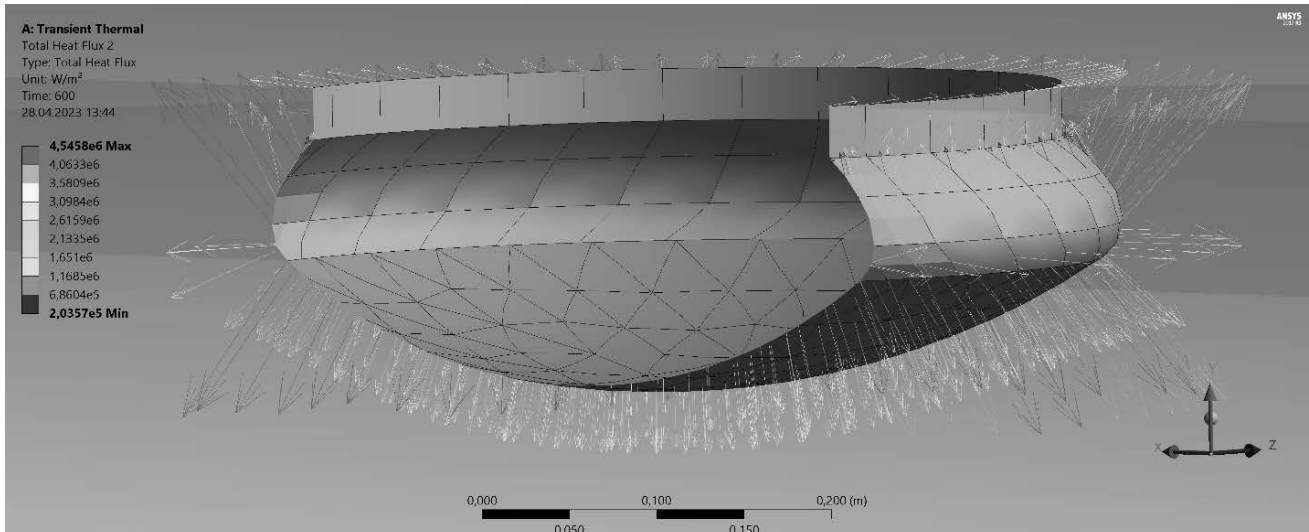


Fig. 1. Distribution of heat flux density through the surface of steel and slag in the sub-electrode zone

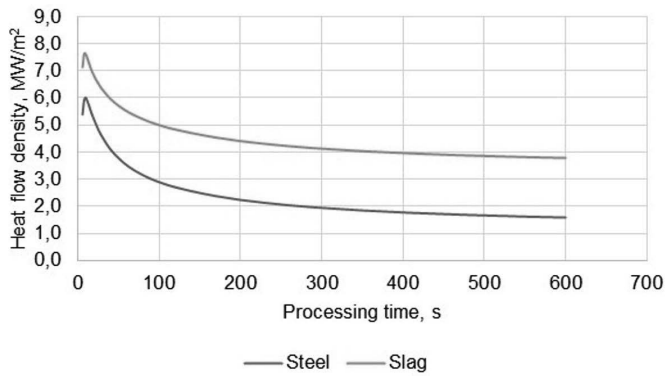


Fig. 2. Change in the average heat flux density through the surface of steel and slag in the sub-electrode zone

heat transfer in the arc zone during the operation of the “ladle-furnace” is depicted in Fig. 3.

The investigated range for a slag layer height of 100 mm varied from 3 to 6 m³/h, while for a slag layer thickness of 200 mm, it ranged from 6 to 10 m³/h. It has been determined that the share of heat transferred to the metal bath by convection during the operation of the electric arc device in the “ladle-furnace” increases with an increase in the gas flow rate supplied through the GHE channel. This dependence is characteristic for slag layer thickness of 100-200 mm. The difference lies in the fact that with a larger induced slag layer, at the same gas flow rate, the share of heat transferred by convection will be smaller. This phenomenon can be explained by the fact that as the slag volume increases, the distance of the electrode tip above the level of the metal bath also increases to a degree that its value is equal to 70 % of the slag layer thickness, which leads to a deterioration in convective heat transfer.

Additionally, based on the obtained data, the fractions of heat absorbed by the metal bath and slag layer were calculated and plotted for the use of a conventional GE without gas supply and a hollow GE with gas supply through its channel at rates of 4.5 m³/h and 8 m³/h, respectively, with a slag layer thickness of 100 mm and 200 mm, respectively.

A circular diagram comparing the aforementioned modes with a slag layer thickness of 100 mm has been constructed, as shown in Fig. 4. When using a regular

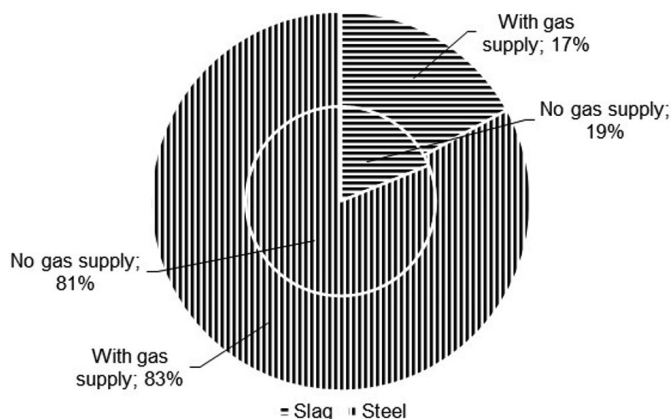


Fig. 4. Comparison of the absorbed share of heat by the metal and slag during gas injection through the GHE channel with and without it, with a slag layer thickness of 100 mm

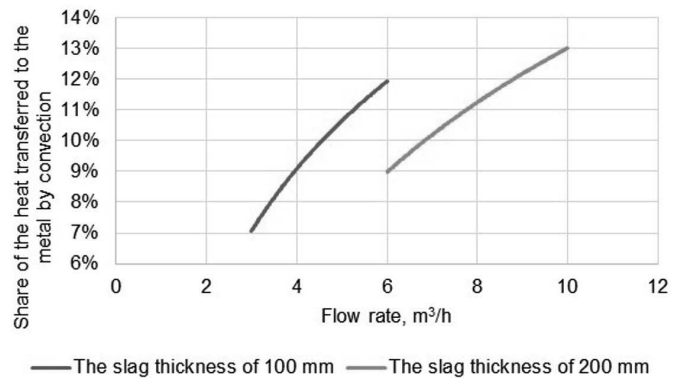


Fig. 3. The effect of gas consumption on the share of heat transferred by convection

electrode without gas supply, the share of heat obtained by the metal reaches 81 %, while the slag accounts for 19 %. However, when using a GHE with gas supplied through its channel, the share of heat obtained by the metal increases by 2 % and reaches 83 %, while the slag share decreases to 17 %. The increase in the share of heat absorbed by the metal when gas is supplied through the GHE channel is due to the enlargement of the effective surface area for heat exchange.

The comparison of the share of heat absorbed by the slag and metal during gas injection through the GHE channel and during the use of a regular electrode without gas supply in the sub-electrode zone is presented in Fig. 5, considering a slag layer thickness of 200 mm.

Similar to the previous diagram, it can be observed that the share of heat absorbed by the metal is lower when using a regular electrode without gas injection compared to when gas is supplied through the GHE channel. Specifically, without gas supply, the share of heat transferred to the metal is 67 %, while to the slag layer it is 33 %. However, when gas is injected into the sub-electrode zone, the share of heat absorbed by the metal increased by 7 %, reaching 74 %, while the share absorbed by the slag decreased to 26 %. The increased slag mass ensures more efficient heat absorption by the metal bath, reducing heat losses to the furnace atmosphere.

Fig. 6 illustrates the influence of gas flow rate and slag layer thickness on the temperature increase of the steel

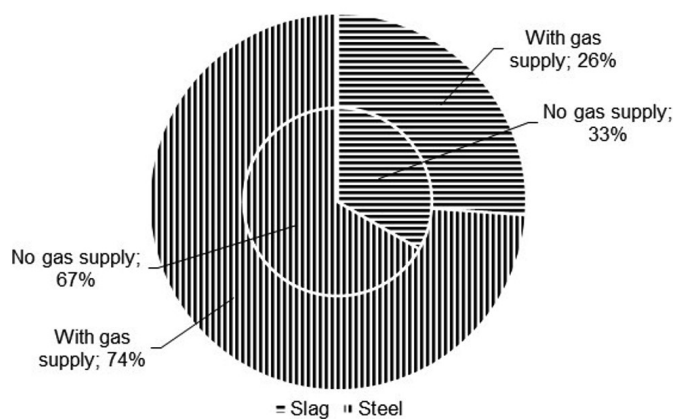


Fig. 5. Comparison of the absorbed share of heat by the metal and slag during gas injection through the GHE channel with and without it, with a slag layer thickness of 200 mm

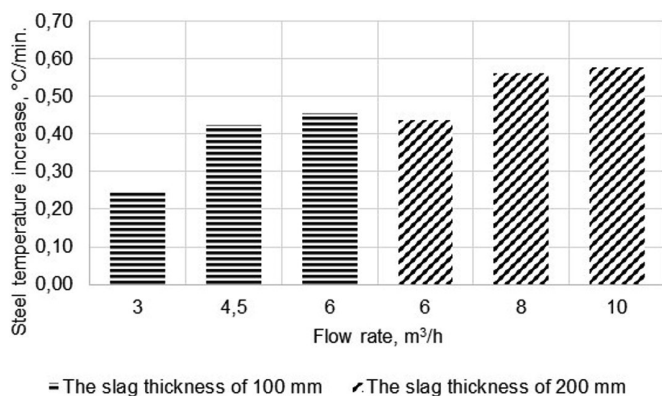


Fig. 6. Influence of gas flow rate and slag layer thickness on the temperature increase of steel

during gas injection through the GHE in steel treatment in the “ladle-furnace”. Based on the aforementioned data of the investigated region, the heating rate of the liquid steel was calculated to compare the proposed injection modes with the baseline variant without injection. In the baseline variant, the heating rate was 2.8 °C/min.

Gas injection through the GHE channel leads to an increase in the heating rate of the metal, depending on the gas flow intensity and slag layer thickness. This value ranges from 0.2 to 0.5 °C/min for a slag layer height of 100 mm, and from 0.4 to 0.6 °C/min for 200 mm of slag. This can be explained by the fact that the geometric parameters of the cavity formed under the action of the electric arc depend on the distance of the electrode tip and the gas flow rate supplied through the GHE channel. With an increase in gas flow rate, the diameter and depth of the cavity increase, thereby improving the performance of the electric arc discharge by increasing the contact area between them.

Conclusions

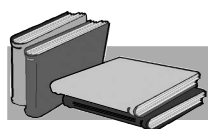
The results of the carried out modeling provide data on the distribution of heat flux density through the curved surface of the metal and slag cavity in the sub-electrode zone during steel treatment in the “ladle-furnace”. The maximum values of heat flux density to the metal reach 6 MW/m², while to the slag, it reaches 7.7 MW/m².

The obtained data provide information about the heat transfer by convection in the sub-electrode zone under different processing conditions in the “ladle-furnace”. With gas flow rate of 3-6 m³/h and a slag layer height of 100 mm, the proportion of heat transferred to the metal by convection ranges from 7 % to 12 %, while with gas flow rate of 6-10 m³/h and a slag layer thickness of 200 mm, it ranges from 9 % to 13 %.

The share of heat absorbed by the slag and metal has been determined under the conditions of using a conventional electrode and a GHE with gas flow through its channel. With a slag layer thickness of 100 mm and gas injection through the GHE channel, the share of heat absorbed by the metal increases by 2 % compared to the use of a conventional electrode. With a slag layer thickness of 200 mm, this share increases by 7 %.

The heating rate of liquid steel has been calculated when using a conventional electrode (without gas injection), which amounts to 2.8 °C/min. The temperature increase, at the recommended gas flow rate of 3-6 m³/h and a slag layer thickness of 100 mm, ranges from 0.21 to 0.43 °C/min. With gas flow rate of 6-10 m³/h and a slag layer thickness of 200 mm, the temperature increase ranges from 0.47 to 0.61 °C/min.

The supply of neutral gas in the range of 3 to 10 m³/h, with a slag layer thickness of 100-200 mm, improves the thermal performance of the “ladle-furnace”.

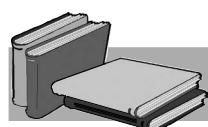


ЛІТЕРАТУРА

- Смирнов А.Н., Сафонов В.М., Дорохова Л.В., Цупрун А.Ю. *Металлургические мини-заводы: Монография*. Донецк: Норд-Пресс, 2005. 469 с.
- Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. *Производство стали. Том 1. Процессы выплавки, внепечной обработки и непрерывной разливки*. Москва: «Теплотехник», 2008. 528 с. URL: <https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/05/dyudkyn-da-proizvodstvo-staly.pdf>
- Пиптюк В.П., Поляков В.Ф., Самохвалов С.Е., Павлюченков И.А., Крикент И.В., Логозинский И.Н., Дымченко Е.Н., Греков С.В., Чичерин А.Г. *Параметры моделирования тепловых процессов в ванне установки ковш-печь. Процессы литья*. 2009. № 5. С. 34-41.
- Переворочаев Н.М., Крикунов Б.П. Совершенствование электрических и технологических режимов доводки металла на установке ковш-печь. *Металл и литье Украины*. 2011. № 9-10. С. 39-45.
- Смирнов А.Н., Зборщик А.М. *Внепечное рафинирование чугуна и стали: Учебное пособие*. Донецк: ГВУЗ «ДонНТУ», 2012. 186 с.
- Вихлевщук В.А., Харахулаг В.С., Бродский С.С. и др. *Ковшовая доводка стали*. Днепропетровск: Системные технологии, 2000. 190 с.
- Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. *Производство стали. Том 3. Внепечная металлургия стали*. Москва: «Теплотехник», 2008. 544 с. URL: <https://www.twirpx.com/file/3045688/>
- Крикент И.В., Кривцун И.В., Демченко В.Ф., Пиптюк В.П. Численное моделирование сильнотоочного дугового разряда в установке ковш-печь постоянного тока. *Современная электрометаллургия*. 2013. № 3. С. 45-50.

9. Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Минаев А.А., Момот С.В., Белобров Ю.Н. Процессы непрерывной разливки: монография. Донецк: ДонНТУ, 2002. 536 с.
10. Ushio M., Szekely J., Chang C.W. Mathematical modeling of flows field and heat transfer in high-current arc discharge. *Ironmaking and Steelmaking*. 1981. № 6. P. 279-286.
11. Alexis J., Ramirez M., Trapaga G., Jonsson P. Modeling of heat transfer from an electric arc — a simulation of heating. Part I. 57th Electric Furnace conf. proc.: ISS (Warrendale, November 14-16, 1999). Warrendale, 1999. P. 279-287.
12. Alexis J., Ramirez M., Trapaga G., Jonsson P. Modeling of a DC Electric Arc Furnace — Heat Transfer from the Arc. *ISIJ International*. 2000. Vol. 40. Iss.11. P. 1089-1097. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.1089>
13. Fan H.G., Kovacevic R. A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode, arc plasma and molten pool. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2004. Vol. 37. No. 18. P. 2531-2544. DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/37/18/009>
14. Wang F., Jin Z., Zhu Z. Numerical study of dc arc plasma and molten bath in dc electric arc furnace. *Ironmaking and Steelmaking*. 2006. Vol. 33. Iss. 1. P. 39-44. DOI: <https://doi.org/10.1179/174328105X71326>
15. Макаров, А.Н. Теория и практика теплообмена в электродуговых и факельных печах, топках, камерах сгорания: Монография. Ч. 1. Основы теории теплообмена излучением в печах и топках. Тверь: ТГТУ, 2007. 184 с.
16. Макаров, А.Н., Свенчанский А.Д. Теплообмен в камере дуговой сталеплавильной печи при несимметричном режиме. *Вопросы теплообмена в электротермических установках*. Москва: Энергоатомиздат, 1983. С. 67-72.
17. Ruban V., Stoianov O., Nizhaiev K., Synehin Y. Determining changes in the temperature field of a graphitized hollow electrode during metal processing periods in ladle-furnace. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2021. Vol. 2. No. 1 (110). P. 109-115. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2021.230002>
18. Румянцев В.Д. Теория тепло- и массообмена. Днепропетровск: Пороги, 2006. 532 с.
19. Camac M., Fay J.A., Feinberg R.M., Kemp N.H. Heat transfer from high temperature argon. Proceedings of the 1963 Heat Transfer and Fluid Mechanics Institute. Stanford University Press, California, 1963. P. 58.
20. Варгафтик Н.Б. Справочник по теплофизическим свойствам газов и жидкостей. Москва: Наука, 1972. 720 с.
21. Баптизмантий В.И., Величко А.Г., Исаев Е.И. Внепечная обработка стали: Учеб. пособие. К.: УМК ВО, 1988. 52 с.
22. Süli E., Mayers D.F. An introduction to Numerical Analysis: textbook. United States of America: Cambridge University Press, 2003. 444 p.
23. Клепо В.Ю., Голец В.Л. Вища математика в прикладах і задачах. 2-ге видання: навч. посібник. Київ: Центр учбової літератури, 2009. 594 с. URL: <https://app.box.com/s/mcm9kvqgf8mojmr20fdnzrli5uo21752>
24. Epperson J.F. An introduction to numerical methods and analysis. 2nd Edition: Mathematical Reviews. United States of America: Wiley, 2013. 614 p.

Надійшла 12.06.2023



REFERENCES

1. Smirnov, A.N., Safonov, V.M., Dorohova, L.V., Tsuprun, A.Yu. (2005). Metallurgical mini-plants: monograph. Donetsk: Nord-Press, 469 p. [in Russian].
2. Dyudkin, D.A., Kisilenko, V.V. (2008). Steel production. Volume 1. Processes of smelting, out-of-furnace. Moscow: Teplotekhnika, 528 p. URL: <https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2020/05/dyudkyn-da-proyzzvodstvo-staly.pdf> [in Russian].
3. Piptyuk, V.P., Polyakov, V.F., Samokhvalov, S.E., Pavlyuchenkov, I.A., Krikent, I.V., Logozinsky, I.N., Dymchenko, E.N., Grekov, S.V., Chicherin, A.G. (2009). Parameters of simulation of thermal processes in the bath of the ladle furnace. *Casting processes*, no. 5, pp. 34-41 [in Russian].
4. Perevorochaev, N.M., Krikunov, B.P. (2011). Improvement of electric and technological modes of metal finishing in a ladle furnace. *Metal and Casting of Ukraine*, no. 9-10, pp. 39-45 [in Russian].
5. Smirnov, A.N., Zborshchik, A.M. (2012). Out-of-furnace refining of iron and steel. Donetsk: SHEI "DonNTU", 186 p. [in Russian].
6. Vikhlevshchuk, V.A., Kharahulag, V.S., Brodsky, S.S. et al. (2000). Ladle finishing of steel. Dnepropetrovsk: System Technologies, 190 p. [in Russian].
7. Dyudkin, D.A., Kisilenko, V.V. (2008). Steel production. Volume 3. Out-of-furnace metallurgy of steel. Moscow: Teplotekhnika, 544 p. URL: <https://www.twirpx.com/file/3045688/> [in Russian].
8. Krikent, I.V., Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F., Piptyuk, V.P. (2013). Numerical simulation of a high-current arc discharge in a ladle-furnace direct current installation. *Modern Electrometallurgy*, no. 3, pp. 45-50 [in Russian].
9. Smirnov, A.N., Pilyushenko, V.L., Minaev, A.A., Momo, S.V., Belobrov, Yu.N. (2002). Continuous casting processes: monograph. Donetsk: DonNTU, 536 p. [in Russian].
10. Ushio, M., Szekely, J., Chang, C.W. (1981). Mathematical modeling of flows field and heat transfer in high-current arc discharge. *Ironmaking and Steelmaking*, no. 6, pp. 279-286.

11. Alexis, J., Ramirez, M., Trapaga, G., Jonsson, P. (1999). Modeling of heat transfer from an electric arc — a simulation of heating. Part I. 57th Electric Furnace conf. proc.: ISS. Warrendale, pp. 279-287.
12. Alexis, J., Ramirez, M., Trapaga, G., Jonsson, P. (2000). Modeling of a DC Electric Arc Furnace — Heat Transfer from the Arc. *ISIJ International*, vol. 40, iss. 11, pp. 1089-1097, doi: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.1089>
13. Fan, H.G., Kovacevic, R. (2004). A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode, arc plasma and molten pool. *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 37, no. 18, pp. 2531-2544, doi: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/37/18/009>
14. Wang, F., Jin, Z., Zhu, Z. (2006). Numerical study of dc arc plasma and molten bath in dc electric arc furnace. *Ironmaking and Steelmaking*, vol. 33, iss. 1, pp. 39-44, doi: <https://doi.org/10.1179/174328105X71326>
15. Makarov, A.N. (2007). Theory and practice of heat transfer in electric arc and flare furnaces, furnaces, combustion chambers: Part 1. Fundamentals of the theory of heat transfer by radiation in furnaces and furnaces. Tver': TGTU, 184 p. [in Russian].
16. Makarov, A.N., Svenchansky, A.D. (1983). Heat transfer in the chamber of an arc steel-smelting furnace in asymmetric mode. *Issues of heat transfer in electrothermal installations*. Moscow: Energoatomizdat, pp. 67-72 [in Russian].
17. Ruban, V., Stoianov, O., Niziaiev, K., Synehin, Y. (2021). Determining changes in the temperature field of a graphitized hollow electrode during metal processing periods in ladle-furnace. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, vol. 2, no. 1 (110), pp. 109-115, doi: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2021.230002>
18. Rumyantsev, V.D. (2006). Theory of heat and mass transfer. Dnepropetrovsk: Porogi, 532 p. [in Russian].
19. Camac, M., Fay, J.A., Feinberg, R.M., Kemp, N.H. (1963). Heat transfer from high temperature argon. Proceedings of the 1963 Heat Transfer and Fluid Mechanics Institute. Stanford University Press, California, p. 58.
20. Vargaftik, N.B. (1972). Handbook on thermophysical properties of gases and liquids. Moscow: Nauka, 720 p. [in Russian].
21. Baptizmansky, V.I., Velichko, A.G., Isaev, E.I. (1988). Out-of-furnace processing of steel. K.: UMK VO, 52 p. [in Russian].
22. Süli, E., Mayers, D.F. (2003). An introduction to Numerical Analysis. United States of America: Cambridge University Press, 444 p.
23. Klepko, V.Yu., Golets, V.L. (2009). Higher mathematics in examples and problems. 2nd edition. Kyiv: Center of educational literature, 594 p. URL: <https://app.box.com/s/mcm9kvqgf8mojmr20fdnzrli5uo21752> [in Ukrainian].
24. Epperson, J.F. (2013). An introduction to numerical methods and analysis. 2nd Edition: Mathematical Reviews. United States of America: Wiley, 614 p.

Received 12.06.2023

Анотація

В.О. Рубан, аспірант, e-mail: vovan1007@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-6617-296X>

О.М. Стоянов, канд. техн. наук, доц., доцент,
 e-mail: san.dmeti68@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-7136-7403>

Український державний університет науки і технологій (Дніпро, Україна)

Дослідження теплової роботи графітованого порожнистого електрода установки «ківш-піч» при подачі нейтрального газу

У статті виконано аналіз ефективності передачі теплоти від електродугового розряду, сформованого в піделектродній зоні, до металеві ванни за різних умов роботи установки «ківш-піч» (УКП). Розроблено методику чисельного моделювання, проаналізовано отримані дані, визначено ефективність передачі теплоти з подачею нейтрального газу через графітований порожнистий електрод (ГПЕ).

Метою цієї роботи є чисельне моделювання впливу зміни геометричних параметрів лунки металу, яка сформована за рахунок вдування газу каналом графітованого порожнистого електрода на ефективність передачі теплоти від електричної дуги до металеві ванни при різній висоті шлакового покриву на установці «ківш-піч».

Методи дослідження. Чисельне моделювання нагріву металеві ванни на розробленій 3D моделі сталерозливної ковша з рідким металом і зоною лунки, утвореної під дією електричної дуги, та газу, який подається каналом графітованого порожнистого електрода. Нагрівання проводилося за різних геометричних параметрів лунки та різної висоти шлакового покриву. Виконано аналіз отриманих даних, який вказав на перевагу використання графітованого порожнистого електрода з подачею газу його каналом перед звичайним електродом.

Отримані результати. Визначено частку теплоти, яку поглинули шлак і метал за умов використання звичайного електрода, та порожнистого з подачею газу його каналом. Визначено вплив параметрів реакційної зони, що формується під ГПЕ на передачу теплоти від електричної дуги до металеві ванни, максимальні значення приросту температури металу склали 0,6 °C/хв.

Наукова новизна. Отримані нові дані щодо впливу подачі нейтрального газу через ГПЕ на кількість теплоти, що пе-

редається металу конвекцією, визначені показники густини теплового потоку від електричної дуги до лунки металу в піделектродній зоні.

Практична цінність. Визначено, що за рахунок збільшення площі металевої лунки за допомогою подачі газу каналом ГПЕ покращується теплопередача від електричної дуги до металевої ванни. В той час як збільшення товщини шлакового покриву зменшує теплові втрати в атмосферу печі. Проведені дослідження дозволили отримати важливі дані стосовно теплової роботи установки «ківш-піч» в піделектродній зоні, які в подальшому можуть бути використані для вдосконалення виробничих процесів.

Ключові слова

Установка «ківш-піч», графітований порожнистий електрод, чисельне моделювання, 3D модель, геометричні параметри лунки, теплопередача, густина теплового потоку.

А.П. Шевченко, д-р техн. наук, проф., пров. наук. співр., e-mail: ovoch-isi@outlook.com, <https://orcid.org/0000-0003-0867-6825>

Б.В. Двоскін, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: ovoch-isi@outlook.com, <https://orcid.org/0000-0003-2891-7833>

І.О. Маначин, канд. техн. наук., ст. наук. співр., ст. наук. співр., e-mail: ovoch-isi@outlook.com, <https://orcid.org/0000-0001-9795-6751>

В.Г. Кисляков, канд. техн. наук, зав. відділу, e-mail: ovoch-isi@outlook.com, <https://orcid.org/0000-0002-1775-5050>

С.А. Шевченко, канд. техн. наук., ст. наук. співр., e-mail: ovoch-isi@outlook.com, <https://orcid.org/0000-0003-1521-9665>

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України (Дніпро, Україна)

Особливо глибока десульфуратія чавуну моноінжекцією магнію в ковшах різного типорозміру

Статтю присвячено відпрацюванню та промислому освоєнню технологічних процесів особливо глибокої десульфуратії чавуну (вміст сірки $\leq 0,002$ %) моноінжекцією магнію в ковшах різного типорозміру.

Представлено результати досліджень з відпрацювання технологій особливо глибокої десульфуратії чавуну моноінжекцією зернистого магнію, що були проведені на сучасних автоматизованих комплексах десульфуратії чавуну та скачування шлаку. Роботи виконувались спільно українськими та китайськими фахівцями в Китаї на сталезаводі № 1 Уханьського металургійного комбінату (МК) у 110-тонних заливних ківшах та на Тайвані на сталезаводі № 2 концерну «CSC» у 300-тонних заливних ківшах.

Відпрацьовані технологічні параметри процесів десульфуратії чавуну інжекцією зернистого магнію фурмами з випарними камерами на сталезаводі № 1 Уханьського МК і двосопловими фурмами на сталезаводі № 2 концерну «CSC» забезпечили необхідні цикли обробки, надійне і технологічне інжектування магнію та його ефективність засвоєння.

Встановлено, що забезпечується ступінь десульфуратії чавуну до 99 % обробок, та досягається кінцевий вміст сірки в чавуні до 0,0002 %, сумарний розрахунковий ступінь засвоєння магнію на сірку, залишковий магній і розкислення чавуну становить ~95 %.

Встановлено, що важливим технологічним прийомом, що підвищує стабільність показників процесу обробки, що досягаються, є коригування складу ковшового шлаку, яке проводилося добавкою відходів зернистого вапна в кількості 1,0-2,0 кг/т чавуну і не вимагало значних витрат.

Проведено аналіз результатів промислових обробок чавуну, і побудовано номограми залежності питомої витрати магнію від вихідного вмісту сірки для фурм різної конструкції.

Розроблені процеси економічно виправдані для використання у практиці підготовки чавуну до конвертування.

Ключові слова: магній, інжекція, двосоплові фурми, фурми з випарниками, особливо глибока десульфуратія, ефективність десульфуратії.

Вступ. Сучасний етап розвитку чорної металургії характеризується посиленням вимог до якості металопродукції та підвищенням вимог до її конкурентоспроможності, що зумовлює розробку нових та модернізацію існуючих технологічних процесів [1-5]. Потреба металопродукції з особливо низьким сумарним вмістом шкідливих домішок — $\leq 0,005$ % постійно зростає. У зв'язку з цим особливо посилилися вимоги до вмісту сірки в рідкому чавуні, що йде на виплавку сталей з особливими властивостями та характеристиками [2, 4-10]. Завдання отримання чавуну з особливо чистим вмістом сірки, аж до $\leq 0,002$ % за мінімальних витрат, стає все більш актуальним. Світова практика сталеваріння показує, що найбільш ефективним та економічно обґрунтованим шляхом

отримання особливо чистого чавуну по сірці є застосування процесів його позапічного рафінування [1-12].

Мета роботи — відпрацювання та промислове освоєння технологічних процесів особливо глибокої десульфуратії чавуну (вміст сірки $\leq 0,002$ %) моноінжекцією магнію в ковшах різного типорозміру.

Зміст. Відпрацювання та освоєння розроблених фахівцями ІЧМ НАН України [4, 7] технологій особливо глибокої десульфуратії чавуну моноінжекцією магнію, було проведено на сучасних автоматизованих комплексах десульфуратії чавуну та скачування шлаку. Роботи виконувались спільно китайськими та українськими фахівцями в Китаї на сталезаводі № 1 Уханьського МК у 110-тонних заливних ківшах [11] та на Тайвані на сталезаводі № 2 концерну «CSC» у

300-тонних заливних ківшах [12]. Комплекси десульфурації чавуну (КДЧ) цих комбінатів відрізнялися технічними та технологічними рішеннями, а також апаратурою, що використовується для контролю вмісту компонентів розплаву.

У КДЧ сталезаводу № 1 Уханьського МК, який був переобладнаний у 2001 році з технології десульфурації чавуну моноінжекцією суміші фрезерованого магнію з порошковим вапном на технологію десульфурації чавуну моноінжекцією гранульованого магнію без добавок, використовувалися фурми з випарними камерами (рис. 1). Введення фурм у розплав здійснювалося стаціонарним двопозиційним фурменним пристроєм.

Вдування магнію в розплав здійснювалося інжекційною системою з розрахунковим тиском стисненого азоту 0,6 МПа на базі модуля-дозатора, який забезпечував дозування магнію з похибкою $\leq 2\%$ та зважування реагенту з похибкою $\leq 0,5\%$.

Як реагент використовувався гранульований магній з сольовою оболонкою з розмірами частинок 0,4-1,6 мм. Магній постачався на установку десульфурації чавуну (УДЧ) автоцистерною, з якої пневмотранспортувався в силос, потім в бункер роздавання і далі в бункер модуля-дозатора.

Очищення чавуну від шлаку проводилося машинами завантаження шлаку китайського виробництва з пневматичними приводами повороту та переміщення стріли.

Проби чавуну відбиралися вручну провідбірниками зі змінними одноразовими блоками типу KQY-07/1200. Вміст сірки у чавуні визначали на спектрометрі типу LECO CS. Похибка аналізу становила $\pm 0,001\%$.

У пробах, відібраних після вдування магнію, визначався, крім сірки, вміст залишкового магнію (спектральним методом ГОСТ 22 536.13-77 на мікроаналізаторі ЛМА-10).

У частині контрольних обробок відбиралися проби для визначення вмісту кисню в чавуні до і після обробки (хімічним методом за ГОСТ 22536.6-88).

КДЧ сталезаводу № 2 концерну «CSC», що включав два пости з KR-процесом, у 2012 році був дообладнаний двома постами для моноінжекції магнію без добавок. Кожен пост був оснащений пересувним двопозиційним візком, на якому були змонтовані два пристрої введення фурм у розплав і один модуль-дозатор з перемикачем подачі магнію на кожну з фурм. Для вдування магнію в чавун використовувалися двосоплові фурми з модернізованими оголовками (рис. 2).

У КДЧ сталезаводу № 2 концерну «CSC» фурми з випарними камерами не було можливим застосувати через велику глибину ванни чавуну — близько 4 м. Раніше проведені дослідження [4, 7] показали, що при збільшенні глибини занурення фурм у розплав, більше 2,5 м через зростання феростатичного тиску зростає температура кипіння магнію, у зв'язку з цим зменшується інтенсивність процесу його випаровування. Це призводить до накопичення рідкого магнію у випарнику фурми, періодичного надходження його у значних кількостях за межі випарної камери та неконтрольованого випаровування вже в обсязі ванни. У таких умовах процес обробки чавуну стає нетехнологічним, а показники процесу десульфурації погіршуються.

Застосування прямоточних фурм без випарних камер і односоплових фурм з відгином каналу не задовольняло вимог виробництва в частині забезпечення циклу обробки через обмеженість інтенсивності вдування магнію, яка для цих фурм становила не більше 13 кг/хв.

Промислова експлуатація показала надійність роботи двосоплових фурм з модернізованими оголо-

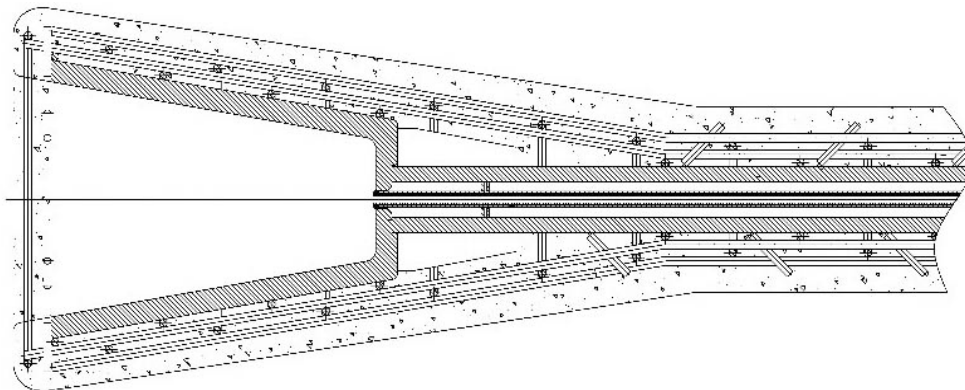


Рис. 1. Оголовок фурменного пристрою з випарною камерою для вдування зернистого магнію

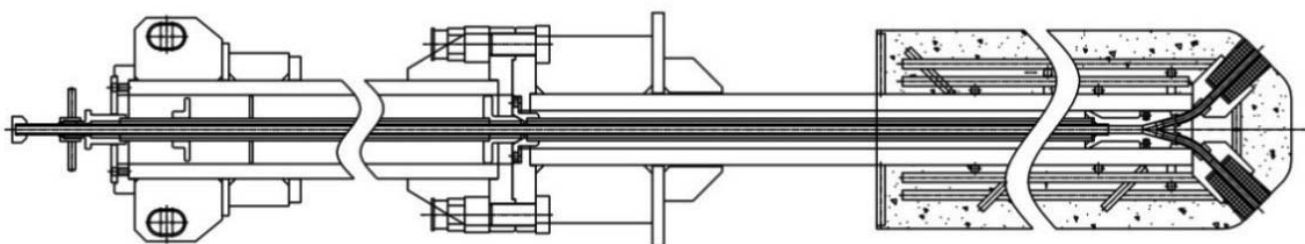


Рис. 2. Двосопловий фурменний пристрій для вдування зернистого магнію

вками та інжекційними системами на базі модулів-дозаторів з удосконаленою конструкцією роторних живильників, що забезпечують високу точність дозування (похибка $\leq 1,5\%$) та зважування реагенту (похибка $\leq 0,1\%$). Для вдування магнію в чавун використовувався азот (під час набору тиску) і аргон (в період вдування магнію) з тиском у мережі 1,0 МПа.

Як реагент використовувався зернистий магній із захисною оболонкою з розмірами частинок 0,2-1,2 мм і гранульований магній із сольовою оболонкою з розмірами частинок 0,4-1,6 мм. Магній поставлявся на КДЧ у 1-тонних «біг-бегах», з яких перевантажувався в бункер завантажувального модуля, звідки пневмотранспортувався до бункера модулів-дозаторів. Скидання запорошеного газу здійснювалося у фільтр-осаджувач.

КДЧ сталезаводу № 2 концерну «CSC» був оснащений пристроями для подачі на поверхню розплаву відходів зернистого вапна для коригування хімічного складу ковшового шлаку.

Очищення чавуну від шлаку здійснювалося машинами завантаження шлаку китайського виробництва з гідравлічним приводом повороту та переміщення стріли.

Відбір проб чавуну здійснювався автоматизованим пристроєм відбору проб зі змінними одноразовими блоками типу T.P. Sampler виробництва Yi Sheng Enterpris Co LTD (Caoxing, Taiwan). Вміст сірки чавуну визначали на спектрометрі типу ARL 3460. Похибка аналізу становила $\pm 0,0002\%$. У частині контрольних обробок визначався вміст у чавуні залишкового магнію та кисню.

У процесі проведення контрольних обробок у КДЧ обох комбінатів фіксувалися вихідні умови обробки, технологічні параметри процесу, контролювалися температура чавуну до та після обробки, ступінь очищення чавуну від шлаку та досягнуті результати десульфурзації.

Вихідні умови, параметри та показники особливо глибокої десульфурзації чавуну інжекцією зернистого магнію в 110-тонні ковші фурмами з випарними камерами та в 300-тонні ковші двосопловими фурмами представлені в таблиці.

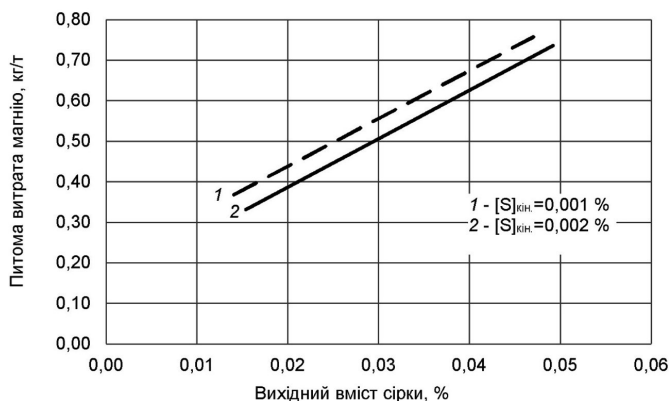


Рис. 3. Залежність питомої витрати магнію від вихідного вмісту сірки при вдуванні магнію через фурми з випарною камерою у 110-тонні залівні ковші сталезаводу № 1 Уханьського металургійного підприємства (КНР). Цифри у ліній — кінцевий вміст сірки у чавуні

Відпрацьовані технологічні параметри процесів десульфурзації чавуну інжекцією зернистого магнію фурмами з випарними камерами на сталезаводі № 1 Уханьського МК і двосопловими фурмами на сталезаводі № 2 концерну «CSC» забезпечили необхідні цикли обробки, надійне і технологічне інжектування магнію та його ефективність засвоєння.

Великий «вільний борт», що мав місце, при використанні двосоплових фурм в КДЧ концерну «CSC» не пов'язаний з обмеженням наливу ковша через процес обробки, а був обумовлений виробничими вимогами до маси чавуну при KR-процесі. Відомо [7], що застосування двосоплових фурм при обробці чавуну в 150-тонних ковшах дозволило зменшити «вільний борт» до 0,4 м, а в частині ковшів — до 0,1-0,2 м.

Незважаючи на те, що при застосуванні двосоплових фурм потрібно було збільшити витрату газу до 140 $\text{нм}^3/\text{год}$, концентрація магнію в газоносії (в середньому 27,5 $\text{кг}/\text{м}^3$) була вищою, ніж при використанні фурм з випарними камерами (у середньому 20,5 $\text{кг}/\text{м}^3$) за рахунок збільшення інтенсивності подачі магнію (в середньому 16 $\text{кг}/\text{хв}$). Відомо [4, 7], що збільшення концентрації магнію в газоносії сприяє підвищенню ефективності процесу десульфурзації чавуну.

На рис. 3 та рис. 4 представлено номограми залежності питомої витрати магнію від вихідного вмісту сірки.

Аналіз показників десульфурзації чавуну інжекцією зернистого магнію в КДЧ сталезаводу № 1 Уханьського МК та в КДЧ сталезаводу № 2 концерну «CSC» показав, що відпрацьовані та освоєні технологічні процеси особливо глибокої десульфурзації чавуну характеризуються високими показниками:

- ступінь десульфурзації чавуну — аж до 99 % (у середньому 95,2 та 96,3 % відповідно);
- кінцевий вміст сірки в чавуні, що досягається, — аж до 0,0002 % (в середньому 0,0015 і 0,0012 % відповідно);
- витрата магнію на сірку видалену — в середньому 2,2 і 1,9 $\text{кг}/\text{кг}$ відповідно;
- питомий ступінь десульфурзації чавуну — у середньому 18,9 та 22,4 %/0,1 $\text{кг}/\text{т}$ магнію відповідно;

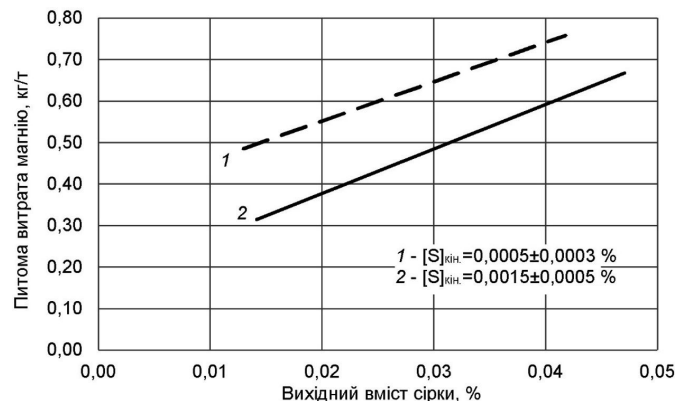


Рис. 4. Залежність питомої витрати магнію від вихідного вмісту сірки при вдуванні магнію через двосоплові фурми у 300-тонні залівні ковші сталезаводу № 2 концерну «CSC» (Тайвань). Цифри у ліній — кінцевий вміст сірки у чавуні

Вихідні умови, параметри і показники особливо глибокої десульфурзації чавуну інжекцією зернистого магнію

№ п/п	Вихідні умови, параметри	Найменування підприємства	КНР, Уханський МК, сталезавод № 1	Тайвань, концерн «CSC», сталезавод № 2
Вихідні умови				
1	Тип ковша, ємність		Заливальний 110 т	Заливальний 300 т
2	Параметри ковша, м:			
	- внутрішній діаметр		2,95	4,19
	- глибина		3,0	5,0
3	Параметри рідкої ванни в ковші, м			
	- глибина		<u>2,2 – 2,5</u> 2,35	<u>3,6 – 4,4</u> 4,0
	- висота «вільного борта»		<u>0,5 – 0,8</u> 0,6	<u>0,7 – 1,1</u> 0,9
4	Маса чавуну в ковші, т		<u>101 – 110</u> 107	<u>250,7 – 270,5</u> 257,8
5	Початковий вміст сірки в чавуні, %		<u>0,015 – 0,049</u> 0,028	<u>0,015 – 0,061</u> 0,027
6	Початкова температура чавуну, °C		<u>1189 – 1335</u> 1257	<u>1263 – 1406</u> 1328
7	Параметри стиснутого азоту:		При вдуванні магнію	При наборі тиску
	- тиск в мережі, МПа		0,6	1,0
	- витрати, нм³/ч		<u>45 – 55</u> 47	160 – 200
	- ступінь осушки, точка роси °C		-70	-70
8	Параметри стиснутого аргону:		—	При вдуванні магнію
	- тиск в мережі, МПа		—	1,0
	- витрати, нм³/ч		—	140
	- ступінь осушки, точка роси °C		—	-70
Параметри інжектування				
9	Тип фурми		випарник	двосопловий
10	Глибина занурення фурми в чавун, м		<u>2,0 – 2,3</u> 2,15	<u>3,4 – 4,2</u> 3,8
11	Параметри вдування магнію:			
	- інтенсивність подачі магнію, кг/хв		<u>4,0 – 11,3</u> 8,0	<u>12,9 – 24,0</u> 16,0
	- тривалість вдування магнію, хв		<u>4,5 – 10,5</u> 7,5	<u>5,1 – 12,0</u> 8,0
	- концентрація магнію в газоносії, кг/м³		<u>10,7 – 24,8</u> 20,5	<u>22,6 – 31,3</u> 27,5
Показники процесу десульфурзації чавуну				
12	Витрати магнію на ківш, кг		<u>37,8 – 84,5</u> 59,0	<u>70,4 – 240,5</u> 128,0
13	Питома витрата магнію, кг/т		<u>0,29 – 0,75</u> 0,52	<u>0,25 – 0,79</u> 0,43
14	Тривалість циклу обробки, хв		<u>20 – 39</u> 30	<u>18 – 36</u> 25
15	Кінцевий вміст сірки в чавуні (після обробки), %		<u>0,001 – 0,002</u> 0,0015	<u>0,0002 – 0,002</u> 0,0012
16	Ступінь десульфурзації чавуну, %		<u>87,5 – 97,7</u> 95,2	<u>88,8 – 99,0</u> 96,3
17	Питомий ступінь десульфурзації чавуну, %/0,1кг\т магнію		<u>13,0 – 30,1</u> 18,3	<u>12,5 – 34,2</u> 22,4
18	Швидкість процесу десульфурзації, %/хв		<u>9,3 – 19,3</u> 12,8	<u>8,3 – 16,8</u> 12,2
Ступінь засвоєння магнію, %:				
19	- на сірку видалену		<u>30,3 – 51,7</u> 39,8	<u>19,9 – 65,2</u> 43,9
	- на сірку і магній залишковий		<u>64,3 – 85,7</u> 74,4	нд
20	Витрати магнію на сірку видалену, кг/кг		<u>1,5 – 2,8</u> 2,2	<u>1,2 – 3,6</u> 1,9
21	Температура чавуну після десульфурзації, °C		<u>1172 – 1328</u> 1240	<u>1257 – 1390</u> 1318
22	Втрати температури чавуну, °C		<u>7 – 40</u> 18	<u>6 – 16</u> 10
23	Час між замірами температури, хв		<u>8 – 33</u> 17	<u>10 – 23</u> 15
24	Швидкість зниження температури чавуну, °C/хв		<u>0,9 – 1,2</u> 1,05	<u>0,6 – 0,7</u> 0,65

- швидкість процесу десульфурзації — у середньому 12,8 та 12,2 %/хв відповідно;

- ступінь засвоєння магнію на сірку видалену — у середньому 39,8 та 43,9 % відповідно.

Процес особливо глибокої десульфурзації чавуну супроводжувався глибоким розкисленням чавуну. Аналіз проб чавуну, відібраних у КДЧ Уханьського МК визначення вмісту кисню, показав, що вміст кисню в чавуні знижувався у середньому з 0,0085 до 0,0025 %, а частка витраченого на розкислення чавуну магнію становила 14-19 %. При цьому сумарний розрахунковий ступінь засвоєння магнію становив ~93,4 % (від введенного).

Аналіз витрат магнію на сірку, магній розчинений та розкислення чавуну в комплексі концерну «CSC» був також виконаний фахівцями цієї компанії [13]. Показано, що частка магнію, що розчинився в чавуні, становить ~37 %, витраченого на десульфурзацію — ~44 %, витраченого на розкислення розплаву — ~15 %, втрати магнію — ~4 %.

Наведені дані кореспондуються з результатами аналізу проб чавуну на залишковий магній і кисень, відібраних під час проведення контрольних обробок КДЧ концерну «CSC». Було встановлено, що частка магнію, витраченого на насичення чавуну магнієм, становить ~35,9 %, на розкислення чавуну — ~16 %. Таким чином, сумарний розрахунковий ступінь засвоєння магнію при особливо глибокій десульфурзації за даними [13] склав ~96 %, а згідно з результатами, отриманими в цій роботі, — ~95,8 %.

Проведені дослідження показали, що при розробці процесів особливо глибокої десульфурзації чавуну для забезпечення їх високої ефективності і стабільності результатів, що досягаються, необхідно при прогнозуванні необхідних питомих витрат магнію враховувати одиничний вплив на процес вихідних умов (початковий вміст сірки і кисню в чавуні, необхідний кінцевий вміст сірки, маса і температура чавуну, глибина рідкої ванни, тип газоносія, кількість та склад

ковшового шлаку), а також параметрів обробки (глибина занурення фурми в розплав, витрата газоносія, концентрація магнію в газоносії).

Важливою вимогою при реалізації процесів особливо глибокої десульфурзації чавуну є забезпечення якості проб, що відбираються, і точність методів експрес-аналізу. Тому для налаштування спектрометрів повинні використовуватися стандартні зразки із вмістом сірки не більше 0,002 %.

Для високої надійності процесу обробки необхідно, щоб застосовані типи приладів і параметри інжектування забезпечували технологічність обробки.

Також встановлено, що важливим технологічним прийомом, що підвищує стабільність показників процесу обробки, що досягаються, є коригування складу ковшового шлаку, яке проводилося добавкою відходів зернистого вапна в кількості 1,0-2,0 кг/т чавуну і не вимагало значних витрат.

Освоєні в КДЧ сталезаводу № 1 Уханьського МК і КДЧ сталезаводу № 2 концерну «CSC» технологічні процеси особливо глибокої десульфурзації чавуну економічно виправдані для використання у практиці підготовки чавуну до конвертування.

Висновок

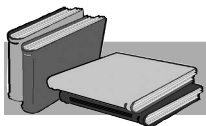
Відпрацьовані та освоєні в промислових умовах процеси десульфурзації чавуну інжекцією зернистого магнію у 110-тонних та у 300-тонних ківшах забезпечують отримання чавуну з особливо низьким вмістом сірки — 0,0002-0,002 %.

Процеси характеризуються надійним та технологічним інжектуванням магнію та високими показниками:

- ступінь десульфурзації чавуну — 93,2-93,8 %, відповідно;

- витрата магнію на сірку видалену — 2,2-1,9 кг/кг, відповідно;

- цикл обробки — 30-25 хв, відповідно.

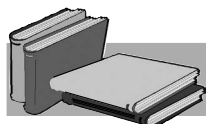


ЛІТЕРАТУРА

1. Кудрин В.А. Внепечная обработка чугуна и стали. Москва: Металлургия, 1992. 335 с.
2. Nadif M., Suero I., Rodesly C. Методы десульфурации на предприятиях Arcelor Mittal Fiat Western Europe. *Новости черной металлургии за рубежом*. 2010. № 3. С. 32-34.
3. Воронова Н.А. Десульфурация чугуна магнием. Москва: Металлургия, 1980. 239 с.
4. Шевченко А.Ф., Большаков В.И., Башмаков А.М. Технология и оборудование десульфурации чугуна магнием в большегрузных ковшах. Киев: Наукова думка, 2017. 205 с.
5. Се Хонг-Чи, Айхерт Т., Темберген Д., Теборте Р. Установки вторичной металлургии компании CSC. Успех через качество. *Черные металлы*. 2008. № 9. С. 26-31.
6. Найдик В.Л. Повышение эффективности металлургических технологий внепечной обработки железоуглеродистых расплавов. *Сб. докладов международной конференции. Производство стали в XXI веке. Прогнозы. Процессы, технологии, экономика*. Киев: Изд. ЗАО «Укрсплав», 2000. С. 16-23.
7. Шевченко А.Ф., Маначин И.А., Вергун А.С. и др. Внепечная десульфурация чугуна в ковшах. Технология. Исследования. Анализ. Совершенствование. Днепропетровск: «Дніпро—VAL», 2017. 253 с.

8. Степанов А.А., Зинченко С.Д., Ламухин А.И. и др. Освоение технологии производства стали с использованием установки десульфурации чугуна в условиях конвертерного производства ОАО «Северсталь». *Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация»*. 2005. № 4. С. 31-33.
9. Луценко А.Н., Немтинов А.А., Зинченко С.Д. и др. Опыт работы Череповецкого металлургического комбината по достижению ультранизкого содержания серы в чугуне с использованием крупнотоннажной установки десульфурации чугуна. *Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация»*. 2009. № 7. С. 61-63.
10. Ушаков С.Н., Авраменко В.Л., Бичеев В.А., Столяров А.М., Потапова М.В. Производство трубной низкосернистой стали с ковшевой десульфурацией чугуна. *Металлург*. 2017. № 11. С. 47-61.
11. Шевченко А.Ф., Двоскин Б.В., Вергун А.С. и др. Применение технологии десульфурации чугуна гранулированным магнием на Уханьском металлургическом комбинате. *Сталь*. 2002. № 4. С. 46-48.
12. Большаков В.И., Шевченко А.Ф., Башмаков А.М., Маначин И.А., Лю Дун Ие, Шью Рен Люи. Новый комплекс десульфурации чугуна магнием с высокой интенсивностью вдувания на сталеплавильном заводе № 2 корпорации CSC, Тайвань. *Черная металлургия. Бюл. ин-та «Черметинформация»*. 2013. Вып. 4. С. 28-33.
13. Haiping Sun, Yung-Chang Liu, Muh-Jung Lu. Behavior of Ar-1% Mg Bubbles in Desulfurization of Hot Metal by Magnesium Injection. *Steel Research International*. 2010. 80 (3). P. 209-217. DOI: <https://doi.org/10.2374/SRI08SP129>

Надійшла 01.05.2023



REFERENCES

1. Kudrin, V.A. (1992). Out-of-furnace treatment of cast iron and steel. Moscow: Metallurgiya, 335 p. [in Russian].
2. Nadif, M., Suero, I., Rodesly, C. (2010). Desulphurisation methods at Arcelor Mittal Fiat Western Europe. *Iron & Steel News Abroad*, no. 3, pp. 32-34 [in Russian].
3. Voronova, N.A. (1980). Desulfurization of cast iron by magnesium. Moscow: Metallurgiya, 239 p. [in Russian].
4. Shevchenko, A.F., Bolshakov, V.I., Bashmakov, A.M. (2017). Technology and equipment of cast iron desulfurization by magnesium in heavy ladles. Kyiv: Naukova dumka, 205 p. [in Russian].
5. Xie Hong-Chi, Eichert, T., Tembergen, D., Teborte, R. (2008). CSC Secondary Metallurgy Plants. Success through quality. *Ferrous Metals*, no. 9, pp. 26-31 [in Russian].
6. Naidek, V.L. (2000). Increase of efficiency of metallurgical technologies of out-of-furnace treatment of iron-carbon melts. *Collection of Reports of International Conference. Steel Production in XXI century. Forecasts. Processes, technologies, economy*. Kyiv: Ukrspilav, pp. 16-23 [in Russian].
7. Shevchenko, A.F., Manachin, I.A., Vergun, A.S. et al. (2017). Out-of-furnace desulfurization of cast iron in ladles. Technology. Research. Analysis. Improvement. Dnepropetrovsk: "Dnipro-VAL", 253 p. [in Russian].
8. Stepanov, A.A., Zinchenko, S.D., Lamukhin, A.I. et al. (2005). Mastering of steel production technology using cast iron desulfurization unit in JSC "Severstal" BOF Shop. *Ferrous metallurgy: "Chermetinformatsiya"*, no. 4, pp. 31-33 [in Russian].
9. Lutsenko, A.N., Nemtinov, A.A., Zinchenko, S.D. et al. (2009). Experience of Cherepovets Iron and Steel Works in achieving ultra-low sulphur content in pig iron using large-tonnage iron desulphurization unit. *Ferrous metallurgy: "Chermetinformatsiya"*, no. 7, pp. 61-63 [in Russian].
10. Ushakov, S.N., Avramenko, V.L., Bicheev, V.A., Stolyarov, A.M., Potapova, M.V. (2017). Production of low-sulfur pipe steel with ladle desulfurization of pig iron. *Metallurg*, no. 11, pp. 47-61 [in Russian].
11. Shevchenko, A.F., Dvoskin, B.V., Vergun, A.S. et al. (2002). Application of iron desulphurization technology by granulated magnesium at Wuhan Metallurgical Combine. *Steel*, no. 4, pp. 46-48 [in Russian].
12. Bol'shakov, V.I., Shevchenko, A.F., Bashmakov, A.M., Manachin, I.A., Lyu Dun Ie, Sh'uu Ren Lyui (2013). The New Complex for the Cast Iron Desulfurization with Magnesium in Case of the Intensive its Injection at the Steel Works no. 2 of the CSC Corporation (Taiwan). *Ferrous metallurgy: "Chermetinformatsiya"*, iss. 4, pp. 28-33 [in Russian].
13. Haiping Sun, Yung-Chang Liu, Muh-Jung Lu (2010). Behavior of Ar-1% Mg Bubbles in Desulfurization of Hot Metal by Magnesium Injection. *Steel Research International* 80 (3), pp. 209-217, doi: <https://doi.org/10.2374/SRI08SP129>

Received 01.05.2023

Summary

A.P. Shevchenko, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Leading Researcher,
e-mail: ovoch-isi@outlook.com, <https://orcid.org/0000-0003-0867-6825>

B.V. Dvoskin, PhD (Engin.), Senior Researcher,
e-mail: ovoch-isi@outlook.com, <https://orcid.org/0000-0003-2891-7833>

I.O. Manachyn, PhD (Engin.), Senior Research Scientist, Senior
Researcher, e-mail: ovoch-isi@outlook.com,
<https://orcid.org/0000-0001-9795-6751>

V.G. Kislyakov, PhD (Engin.), Head of the Department,
e-mail: ovoch-isi@outlook.com, <https://orcid.org/0000-0002-1775-5050>

S.A. Shevchenko, PhD (Engin.), Senior Researcher,
e-mail: ovoch-isi@outlook.com, <https://orcid.org/0000-0003-1521-9665>

*Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the NAS of Ukraine
(Dnipro, Ukraine)*

Especially deep desulphurization of cast iron by magnesium mono-injection in ladles of different size

The article is devoted to the development and industrial mastering of technological processes of particularly deep desulphurization of cast iron (sulphur content $\leq 0.002\%$) by magnesium mono-injection in ladles of various sizes.

The paper presents the results of research on the development of technologies for extra deep desulphurization of cast iron by mono-injection of granular magnesium, which was carried out at modern automated cast iron desulphurization and slag rolling complexes. The work was carried out jointly by Ukrainian and Chinese specialists in China at Wuhan Steel Plant No. 1 using 110-ton ladles and in Taiwan at CSC Steel Plant No. 2 using 300-ton ladles.

The proven technological parameters of the cast iron desulphurization processes using granular magnesium injection with tuyeres with evaporation chambers at Steel Plant No. 1 of Wuhan Steel and double-nozzle tuyeres at Steel Plant No. 2 of CSC Concern ensured the required processing cycles, reliable and technological magnesium injection and its absorption efficiency.

It was found that the degree of desulphurization of cast iron is up to 99 % of treatments and the final sulphur content in cast iron is up to 0.0002 %, with the total estimated degree of magnesium absorption into sulphur, residual magnesium and deoxidation of cast iron being ~95 %.

It has been established that an important technological technique that increases the stability of the achieved processing parameters is the adjustment of the ladle slag composition, which was carried out by adding waste granular lime in the amount of 1.0-2.0 kg/t of cast iron and did not require significant costs.

The results of industrial cast iron treatments were analysed and nomograms of the dependence of specific magnesium consumption on the initial sulphur content for tuyeres of various designs were constructed.

The developed processes are economically justified for use in the practice of preparing cast iron for conversion.

Keywords

Magnesium, injection, nozzle lances, lances with evaporators, extra deep desulphurization, desulphurization efficiency.

ПРОЦЕСИ БЕЗПЕРЕРВНОГО РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 2 (333), 34-41

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.034>

УДК 669.18

О.М. Смірнов¹, д-р техн. наук, проф., зав. відділу, e-mail: stalevoz@i.ua, <https://orcid.org/0000-0001-5247-3908>, Web of Science ResearcherID: N-1890-2017

В.Є. Ухін², канд. техн. наук., інженер з патентно-винахідницької роботи, e-mail: ukhinvladimir@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-3560-4130>, Web of Science ResearcherID: P-9805-2015

С.В. Семірягін³, канд. техн. наук, доц., заст. ген. директора, e-mail: td.destal@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-8733-3216>

А.Ю. Семенко¹, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: semenko.au@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0448-1636>, Web of Science ResearcherID: GYD-3600-2022

В.В. Осипенко³, ген. директор, e-mail: g.d.destal@ukr.net, <https://orcid.org/0009-0001-9934-7615>

Ю.О. Смірнов¹, канд. екон. наук, доц., ст. наук. співр., e-mail: smirnoff.yuriy@gmail.com

Ю.П. Скоробагатько¹, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: yulka.ukr@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1724-9895>

Д.В. Рябий⁴, заст. генерального директора, e-mail: ryaboiy@gmail.com

¹Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

²ТОВ «ШЕФФІЛД РЕФРАКТОРІС УКРАЇНА» (Дніпро, Україна)

³ТОВ НВП «Дніпроенергосталь» (Запоріжжя, Україна)

⁴ТОВ «ГІР-ІНЖІНІРІНГ» (Дніпро, Україна)

Деякі особливості розливання сортової заготовки відкритим та закритим струменем

Проведено експериментальні серії розливання сталі для визначення впливу методу безперервного розливання на частоту формування дефектів сортової заготовки. При цьому виробництво квадратних заготовок перетином 125х125 мм здійснювалось на шестиструмковій сортовій машині безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) зі швидкостями розливання 2,8-4,3 м/хв. У процесі дослідження спочатку була розлита серія з 5 плавов сталі 60 (Ст60) відкритим струменем. Після цього, з використанням тих же гільз кристалізаторів, послідовно розливали закритим струменем 5 плавов сталі 40Х. Шляхом промислового експерименту було визначено, що в результаті безперервного розливання сталі відкритим струменем кількість ромбічності сортової заготовки становить 4,5 %. Зокрема, у випадку застосування технології розливання металу закритим струменем дефектів геометричної форми заготовок не виявлено. Використання системи «стопор-моноблок» — «стакан-дозатор» — «занурений стакан» дозволяє більш точно й вчасно регулювати витрату металу під час розливання в автоматичному режимі, не змінюючи швидкість витягування заготовки. При цьому забезпечується збереження рівня металевого розплаву в кристалізаторі, що найбільш точно враховує особливості формування скоринки заготовки по всій довжині гільзи при поточній швидкості лиття. Відсутність необхідності регулювання швидкості розливання рівнем металу в промішці дозволяє підтримувати в ньому оптимальну кількість розплаву, що стабілізує температуру розливання. Підведення струменя сталі за допомогою зануреного стакана під рівень металу в кристалізаторі запобігає бурлінню на межі розподілу фаз, а можливість істотного збільшення внутрішнього діаметра стакана-дозатора (у порівнянні з вільним витіканням) у кілька разів знижує швидкість його заростання відкладеннями корунду. Крім цього, розливання закритим струменем дозволяє застосовувати спеціальні шлакоутворюючі суміші, які забезпечують покращення якості поверхні заготовки. Додатково підвищити якість безперервнолитих зливків можливо за рахунок застосування електромагнітного перемішування рідкої сталі.

Ключові слова: безперервне розливання, дефекти безперервнолитої сортової заготовки, вторинне окиснення, відкритий струмінь, стопор-моноблок, занурений стакан, електромагнітне перемішування.

Розвиток ринкових відносин у сфері виробництва і реалізації металопродукції характеризується випереджаючим ростом вимог до підвищення якості сталі при одночасному зниженні її собівартості вже на стадії одержання безперервнолитої заготовки. У цьому зв'язку раціональна технологія безперервного розливання сталі представляється досить важливим складовим елементом, що визначає техніко-економічні показники роботи цеху і собівартості металопродукції.

Найбільш широке промислове впровадження у світі для сортових машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) одержала технологія розливання сталі відкритим струменем (рис. 1) через стакан-дозатор строго регламентованого діаметра [1]. Відкритим струменем зазвичай розливають сталі звичайної якості, що не зазнають строгого контролю макроструктури при подальшій прокатці та призначені для одержання металопродукції у вигляді періодичного профілю, кутиків, двотаврів, дроту, арматури та ін. Найбільше поширення така схема розливання одержала в умовах міні-металургійних заводів [2]. Основним стратегічним завданням розливання сталі відкритим струменем на сортових МБЛЗ є мінімізація виробничих витрат, яка найбільшою мірою може бути реалізована при розливанні довгими та наддовгими серіями з одного проміжного ковша [3]. На сьогоднішній день тривалість серії розливання на сучасних сортових МБЛЗ досягає 70-100 ківшів і більше. При цьому вкрай важливим технологічним показником є забезпечення серійності розливання безпосередньо з одного промковша, що також сприяє стабільності роботи машини і знижує питомі витрати на вогнетриви та втрати металу, пов'язані з зупинкою МБЛЗ [4-6].

Зокрема, більша продуктивність сортових МБЛЗ досягається за рахунок високої швидкості витягування заготовки (до 5-6 м/хв), яка обумовлена застосуванням багатоступеневих (параболічних)

кристалізаторів, довжина яких становить 1,0-1,1 м. Гільзи кристалізаторів сучасних сортових МБЛЗ є високотехнологічними виробами, які виготовляються з високою розмірною точністю, а на їхню робочу поверхню наноситься спеціальне зносостійке покриття на основі хрому, нікелю та інших металів. Для забезпечення мінімальної деформації профіля гільзи кристалізатора рівень наливу металу повинен становити 100-150 мм від її верхнього торця. Більш високий рівень наливу призводить до переміщення зони максимального розширення, що обумовлює сильне жолоблення гільзи в області кріплення її верхньої частини. При нижчому розташуванні рівня металу відбувається скорочення часу перебування заготовки в кристалізаторі, що потребує корекції режимів розливання.

Однією з основних проблем, що перешкоджають стабільному розливанню сталі на сортових МБЛЗ протягом тривалого часу, є зношування або заростання внутрішньої порожнини стакан-дозатора. Така проблема значною мірою вирішується шляхом застосування пристрою для швидкої заміни стакан-дозатора.

Більш прогресивною, з погляду забезпечення високого рівня якості заготовки, є схема подачі металу з проміжного ковша у кристалізатор за допомогою системи «стопор-моноблок» — «стакан-дозатор» — «занурений стакан». Витрата металу під час розливання регулюється положенням головки стопора відносно стакан-дозатора або дроселюванням шибєрного затвора. Керування положенням стопора здійснюється за допомогою спеціального механізму, який працює в ручному або в автоматичному режимі. При цьому струмінь сталі між промковшем і кристалізатором захищається за допомогою зануреного стакана.

Така схема вимагає спеціальних конструкційних рішень у частині зануреного стакана, які забезпечують вільний простір (20-30 мм) між його зовнішньою

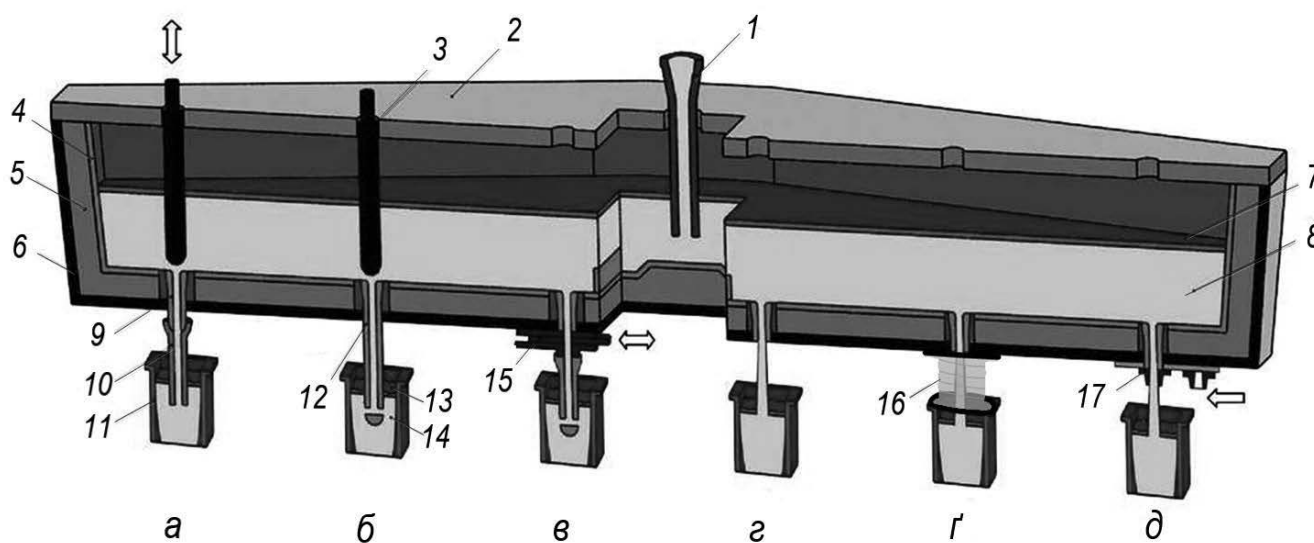


Рис. 1. Схема розливання сталі на сортовій МБЛЗ закритим (а, б, в, г) та відкритим (е, д) струменем: 1 — захисна труба; 2 — кришка промковша; 3 — стопор-моноблок; 4, 5, 6 — робочий, теплоізоляційний і арматурний шар футеровки; 7 — теплоізолююча суміш (ТІС); 8 — рідкий метал у промковші; 9 — стакан-дозатор; 10 — занурений стакан; 11 — кристалізатор; 12 — занурений стакан, сполучений зі стаканом-дозатором; 13 — шлакоутворююча суміш; 14 — рідкий метал у кристалізаторі; 15 — триплитний шибєрний затвор; 16 — сиффон; 17 — пристрій швидкої заміни стакану

поверхнею і стінками кристалізатора. Крім того, використання такого виробу практично виключає можливість розливання довгими серіями в силу неможливості його заміни в результаті зношування. Тому розливання сталі закритим струменем на сортових МБЛЗ застосовується здебільшого у тому випадку, коли мова йде про якісні низьколеговані та леговані сталі [1].

У процесі розливання сортової заготовки необхідно строго дотримуватись сукупності таких нерозривно пов'язаних між собою технологічних параметрів лиття як: швидкість витягування заготовки, профіль гільзи кристалізатора, марка та температура сталі, які враховують особливості формування твердої скоринки в умовах конфігурації використовуваної гільзи.

Незалежно від обраної схеми розливання відхилення від номінальних параметрів лиття може призвести до нерівномірного контакту твердіючої скоринки зі стінкою гільзи кристалізатора. Нерівномірне відведення тепла від заготовки сприяє нерівномірності розподілу температурних полів у твердій скоринці, що спричиняє формування в ній внутрішніх напружень, які є причиною деформації заготовки в поперечному та поздовжньому перетинах. Це призводить до розвитку численних поверхневих і внутрішніх дефектів, які знижують якісні показники і механічні властивості литого металу, а також скорочують термін служби металовиробів з них.

Одним з розповсюджених дефектів безперервної сортової заготовки є викривлення її геометричної форми, так звана «ромбічність», обумовлена різницею діагоналей прямокутника, що становить 5-12 мм і більше (рис. 2). Перевищення термічними напруженнями межі міцності металу в таких заготовках призводить до виникнення поверхневих або внутрішніх тріщин [7, 8].

Поверхневі тріщини у твердій скоринці заготовки виникають, як правило, безпосередньо в кристалізаторі внаслідок дії в ній розтягувальних напруг. При

цьому такі тріщини найбільш характерні для тих кутів твердого каркасу, у яких спостерігається деформація скоринки і її відхід від поверхні гільзи кристалізатора. У той же час у твердій скоринці виявляється можливим розвиток внутрішніх тріщин, які з'являються переважно в тупих кутах з боку фронту твердіння [9]. Разом з тим, розвиток цих тріщин залежить від цілої сукупності технологічних факторів (температури розливання, марки сталі, геометричної форми кристалізатора та якості його поверхні, швидкості витягування заготовки та ін.), що ускладнює формулювання універсальних закономірностей для опису поведінки заготовки в кристалізаторі [10].

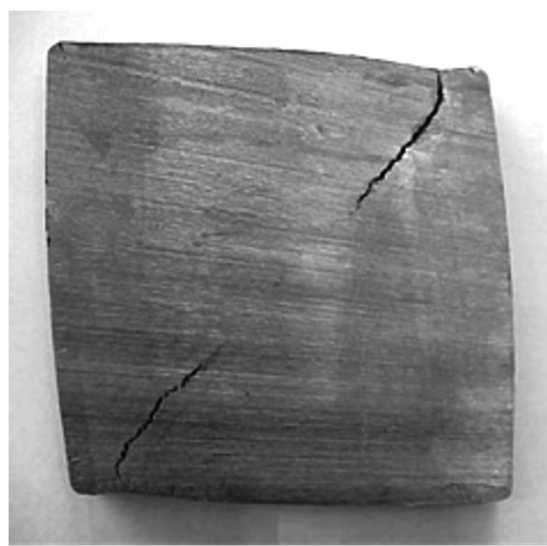
Для оцінки впливу методу безперервного лиття на частоту формування такого поверхневого дефекту сортової заготовки, як ромбічність, на одному з підприємств України були проведені експериментальні серії розливання сталі. При цьому виробництво квадратних заготовок перетином 125x125 мм здійснювалось на шестиструмковій сортовій МБЛЗ зі швидкостями розливання 2,8-4,3 м/хв. У процесі дослідження спочатку була розлита серія з 5 плавів сталі 60 (Ст60) відкритим струменем. Після цього, з використанням тих же гільз кристалізаторів, послідовно розливали серію з 5 плавів сталі 40Х закритим струменем. Технологічні параметри експериментальних плавів представлені в таблиці.

У результаті промислового експерименту було встановлено, що під час безперервного розливання сталі відкритим струменем кількість ромбічної сортової заготовки дорівнювало 4,5 %. При цьому у випадку застосування технології розливання металу закритим струменем дефектів геометричної форми заготовок не спостерігалось.

Причиною істотної різниці в кількості дефектних заготовок, отриманих відповідно до описаних вище технологій, полягає в принципово різних схемах дозування металу при його витіканні з промковша в кристалізатор. У процесі безперервного розливання



а



б

Рис. 2. Характерне розташування діагональних тріщин на поперечних темплетях (квадрат 125 мм) сортової заготовки: а — ромбічність 18 мм; б — ромбічність 20 мм

Технологічні параметри експериментальних серій розливання сталі в сортові заготовки перетином 125x125 мм

Метод безперервного розливання	Відкритий струмінь	Закритий струмінь
Марка сталі	Ст60	40Х
Кількість плавів у серії, шт.	5	5
Швидкість розливання, м/хв	2,8-4,3	2,8-3,2
Перегрів металу над температурою ліквідус у промківші, °С	14-40	25-37
Витрата води на охолодження кристалізатора, л/хв	1600-1750	1700
Різниця температури води на вході та виході з кристалізатора, °С	7,8-9,2	6,8-8,2
Витрата води на вторинне охолодження:		
Зона 1, л/хв	140-190	60-170
Зона 2, л/хв	180-240	190-220
Зона 3, л/хв	130-170	140-160
Питома витрата води в зоні вторинного охолодження, л/кг	1,4	1,4

сталі відкритим струменем регулювання швидкості розливання здійснюється шляхом задання певної висоти наливу металу в промківші та внутрішнього діаметра стакан-дозатора. При цьому підтримка рівня металу в кристалізаторі здійснюється за допомогою варіювання швидкості витягування заготовки. Зміна кількості розплаву в проміжному ківші, з метою регулювання швидкості лиття, провокує більші відхилення температури перегріву металу від номінальних значень у процесі розливання (як показано в таблиці), що у свою чергу надалі погіршує умови твердіння заготовки.

При постійному феростатичному напорі та однаковій питомій витраті сталі струмінь металу, що вільно витікає зі стакан-дозатора, має суцільну ділянку, довжина якої достатня для досягнення нею дзеркала металу в кристалізаторі. У випадку повільної зміни (збільшення) діаметра стакан-дозатора, внаслідок його зношування, регулювання рівня металу в кристалізаторі здійснюється збільшенням швидкості витягування заготовки. Ще однією причиною виходу стакан-дозатора з ладу є заростання його внутрішньої порожнини внаслідок осідання на поверхні цирконової вставки продуктів розкислення сталі алюмінієм. Будь-яка нерівномірність зміни діаметра стакан-дозатора може викликати відхилення точки падіння струменя металу від центру заготовки, що порушить симетрію наростання твердої скоринки за периметром кристалізатора.

У той же час застосування такого інерційного механізму, як тягнуче-правильна кліть, у якості засобу зміни та контролю швидкісних параметрів розливання може призвести до коливання рівня сталі в кристалізаторі, що стане причиною формування дефектів у заготовці або навіть до прориву скоринки металу. Використання системи «стопор-моноблок» — «стакан-дозатор» — «занурений стакан» (рис. 3) дозволяє більш точно та вчасно регулювати витрату металу під

час розливання в автоматичному режимі, не змінюючи швидкість витягування заготовки.

При використанні вищенаведеної системи стає можливим забезпечення постійного положення рівня розплаву в кристалізаторі, яке найбільш точно враховує особливості формування скоринки заготовки по всій довжині гільзи при поточній швидкості лиття. Відсутність необхідності регулювання швидкості розливання рівнем металу в промківші дозволяє підтримувати в ньому оптимальну кількість розплаву, що стабілізує температуру розливання. Підведення

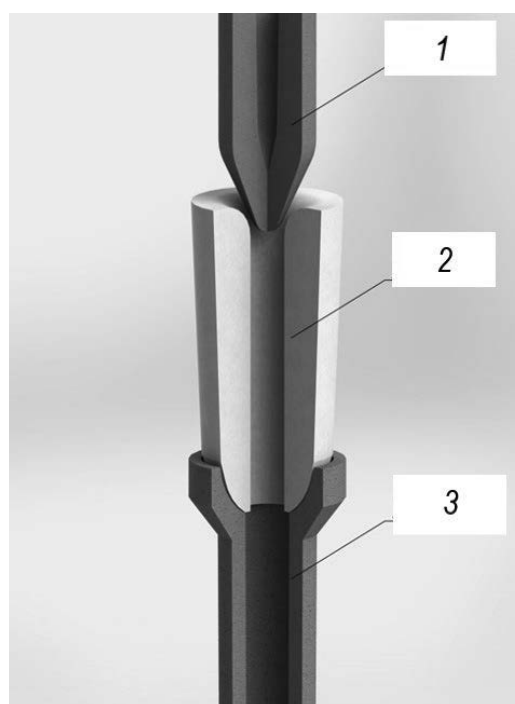


Рис. 3. Схема подачі металу з промковша в кристалізатор за допомогою системи «стопор-моноблок» (1) — «стакан-дозатор» (2) — «занурений стакан» (3)

струменя сталі за допомогою зануреного стакана під рівень металу в кристалізаторі дає можливість істотно збільшити внутрішній діаметр стакана-дозатора (у порівнянні з вільним витіканням), що у кілька разів знижує швидкість його заростання відкладеннями корунду. Крім цього, розливання закритим струменем дозволяє застосовувати спеціальні шлакоутворювальні суміші, які забезпечують підвищення якості поверхні заготовки.

Додатковим методом підвищення якості безперервнолитої сортової заготовки є електромагнітне перемішування (ЕМП) рідкої сталі [11, 12]. Механізм електромагнітного впливу є результатом складної взаємодії електродинамічних, магнітогідродинамічних і металургійних факторів. Індуктивна система ЕМП являє собою статор асинхронного двигуна (рис. 4), ротором якого є рідка лунка безперервнолитого зливка. Застосування ЕМП дозволяє покращити якість підповерхневої і осьової зони безперервнолитих заготовок, оскільки воно впливає на формування кристалічної структури, переміщення неметалевих включень, хімічну сегрегацію та розподіл газів. На практиці використовуються статори з обертовими і лінійними полями. Основні електричні параметри пристроїв ЕМП міняються в широкому діапазоні залежно від їхньої конструкції та перетину заготовки. Характер потоків, що створюються шляхом ЕМП, залежить від конкретних умов (перетину заготовки, місця застосування впливу, вимог до результатів впливу та ін.). Магнітодинамічні потоки, які створюються шляхом ЕМП, складаються з одного або декількох замкнених контурів.

Основний ефект ЕМП у кристалізаторі пов'язаний зі зміною гідродинамічного стану в рідкій ванні кристалізатора під впливом примусових конвективних потоків. Відомо, що картина перемішування металу в кристалізаторі здебільшого визначається інтенсивністю та характером поведінки падаючого з проміжного ковша струменя. При цьому падіння струменя

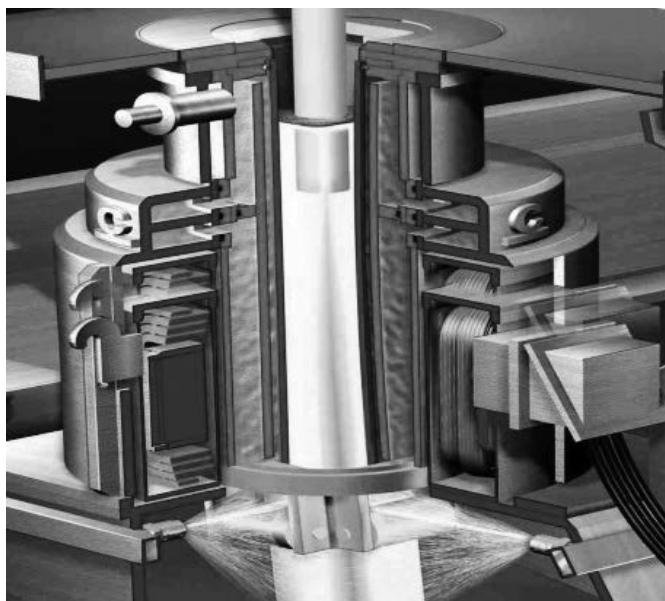


Рис. 4. Схема кристалізатора сортової МБЛЗ із пристроями для ЕМП

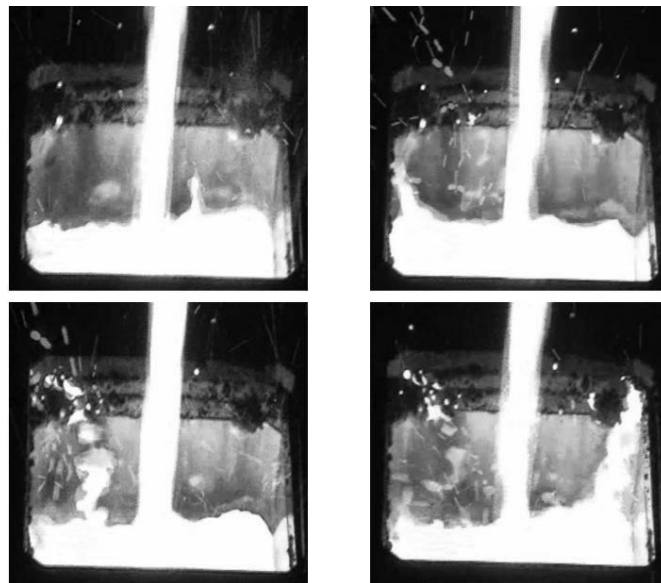


Рис. 5. Бурління металевого розплаву в кристалізаторі, спричинене падаючим струменем

в кристалізатор супроводжується перемішуванням (бурлінням) металу біля поверхні та у самому кристалізаторі (рис. 5), що погіршує роботу змащення, сприяє затягуванню в метал пухирців газу та шлакових включень, ускладнює роботу пристрою для автоматичного контролю рівня металу та ін. На наш погляд, найбільш сильний вплив ефекту падіння струменя в рідкометалеву ванну кристалізатора спостерігається при розливанні сортових заготовок на високошвидкісних МБЛЗ.

Перераховані вище явища можливо нівелювати застосуванням пристроїв ЕМП, які забезпечують формування висхідних потоків уздовж фронту твердіння або обертання сталі в горизонтальній площині кристалізатора.

Обертове магнітне поле в кристалізаторі під час лиття сортових заготовок відкритим струменем створює глибокий меніск металу, на дні якого зосереджують неметалеві включення, що обертаються з меншою швидкістю, ніж рідка сталь. У результаті цього ефекту концентрація неметалевих включень у твердій оболонці зливка суттєво знижується.

У випадку використання електромагнітного перемішування при розливанні сталі закритим струменем необхідно враховувати вплив примусово впорядкованих потоків металу на стійкість вогнетривів. Виконані дослідження з використанням 8 занурених стаканів показали, що характер їх зношування при застосуванні ЕМП у кристалізаторі має виражені особливості (початкова товщина стінки становила 17,5 мм). По-перше, у занурених стаканах зменшується товщина шару відкладень на 15-25 % (залежно від марки сталі та режимів ЕМП). По-друге, у нижній частині зануреного стакана спостерігається стійке ерозійне зношення стінки із зовнішньої її сторони. Зафіксована також втрата товщини стінки на рівні 10-15 % при серійності 4 плавки. На рис. 6 наведено фотографію поздовжнього перетину нижньої частини зануреного стакана з використанням ЕМП (а) і без ЕМП (б) (після розливання серії із двох плавки).

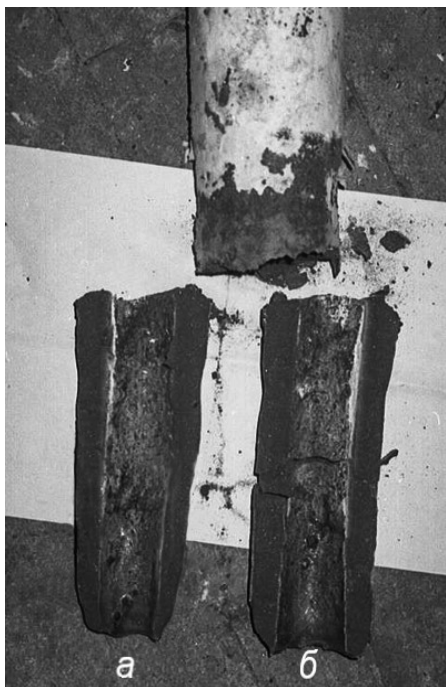
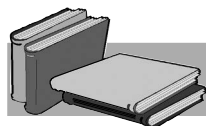


Рис. 6. Фото поздовжнього перетину нижньої частини зануреного стакана при розливанні з використанням ЕМП (а) і без ЕМП (б)

У цілому наведені зразки досить близькі за конфігурацією профіля. Особливо важливим представляється підвищене зношування в торцевій частині зануреного стакана (область витікання струменя в кристалізатор). При цьому при використанні ЕМП у кристалізаторі серійність розливання знижується в середньому на 20-25 %.

Висновки

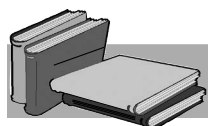
В результаті виконаних досліджень встановлено, що схема подачі металу з проміжного ковша в кристалізатор за допомогою системи «стопор-моноблок» — «стакан-дозатор» — «занурений стакан» дозволяє підвищити якість сортової заготовки, у порівнянні з розливанням сталі відкритим струменем за рахунок забезпечення більш стабільних і точних параметрів лиття. Додатково підвищити якість безперервнолитих зливків можливо за рахунок застосування пристроїв для електромагнітного перемішування рідкої сталі.



ЛІТЕРАТУРА

1. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Подкорытов А.Л., Ухин В.Е., Кравченко А.В., Оробцев А.Ю. Непрерывная разливка сортовой заготовки: Монография. Алчевск: ДонГТУ, 2012. 449 с.
2. Смірнов О.М., Верзілов О.П., Смірнов Ю.О. Металургійні міні-заводи: конкурентоспроможність та перспективи розвитку. *Метал та лиття України*. 2020. Том 28. № 2 (321). С. 34-40. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2020.02.034>
3. Bolender T., Fandrich R., Jungblut H.-A., Kemper G., Müller R., Narzt H.P., Ney G., Schnitzer H.: 'Zum Entwicklungsstand der Stranggießtechnologie — State of the art in continuous casting technology'. *Stahl u. Eisen*. 2009. 129, (7), 22–39.
4. Pindor J., Michalek K. Application of tundish metallurgy for improvement of steel quality and increasing of continuous casting operational parameters. *Proceedings of 3-rd European Conference on Continuous Casting*, 1998. P. 1025-1028.
5. Смирнов А.Н., Ларионов А.А., Матвеев С.П. Энергосберегающий ресурс непрерывной разливки в условиях современного конвертерного цеха. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2003. № 3. С. 21-24.
6. Min B.-J., Shin G., Lee S.-H. Development of the high-speed, thin-slab casting technology of POSCO. *Iron and Steel Technology*. 2013. 10. (7). P. 76-84.
7. Смирнов А.Н., Ухин В.Е., Жибоедов Е.Ю. Физическое моделирование условий формирования непрерывнолитой сортовой заготовки в кристаллизаторе высокопроизводительной МНЛЗ. *Процессы лития*. 2009. № 1. С. 33-42.
8. Смірнов О.М., Ухин В.Е., Верзілов О.П., Семенко А.Ю., Гойда Д.І., Куліш Ю.Ю. Вивчення процесів формування підповерхневих тріщин у ромбічній сортовій заготовці при виробництві в умовах металургійного мікро-заводу. *Метал та лиття України*. 2020. Том 28. № 3 (322). С. 40-46. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2020.03.040>
9. Sertucha J., Lacaze J. Casting Defects in Sand-Mold Cast Irons — An Illustrated Review with Emphasis on Spheroidal Graphite Cast Irons. *Metals*. 2022. № 12 (3). 504. DOI: <https://doi.org/10.3390/met12030504>
10. Смирнов А.Н., Ухин В.Е. Особенности деформации твердой корочки заготовки в кристаллизаторе сортовой МНЛЗ. *Электрометаллургия*. 2009. № 6. С. 14-20.
11. Смирнов А.Н., Ухин В.Е., Верзілов А.П. Исследование особенностей формирования кристаллической структуры непрерывнолитой заготовки при принудительном перемешивании ее жидкой сердцевины. *Металл и литье Украины*. 2019. № 5-6 (312-313). С. 21-27.
12. Dubodelov, V., Semenko, A., Bogdan, K., Goryuk, M. Development of principles to control the processes of continuous casting of alloys using magnetodynamic equipment. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2019. Vol. 4. No. 1 (100). P. 69-75. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2019.172051>

Надійшла 14.04.2023



REFERENCES

1. Smirnov, A.N., Kubersky, S.V., Podkorytov, A.L., Ukhin, V.E., Kravchenko, A.V., Orobtssev, A.Yu. (2012). Continuous casting of billet: Monograph. Alchevsk: DonSTU, 449 p. [in Russian].
2. Smirnov, O.M., Verzilov, O.P., Smirnov, Yu.O. (2020). Metallurgical mini-mills: competitiveness and prospects. *Metal and Casting of Ukraine*, vol. 28, no. 2 (321), pp. 34-40, doi: <https://doi.org/10.15407/steelcast2020.02.034> [in Ukrainian].
3. Bolender, T., Fandrich, R., Jungblut, H.-A., Kemper, G., Müller, R., Narzt, H.P., Ney, G., Schnitzer, H. (2009): 'Zum Entwicklungsstand der Stranggießtechnologie — State of the art in continuous casting technology'. *Stahl u. Eisen*, 129, (7), 22-39.
4. Pindor, J., Michalek, K. (1998). Application of tundish metallurgy for improvement of steel quality and increasing of continuous casting operational parameters. Proceedings of 3-rd European Conference on Continuous Casting, pp. 1025-1028.
5. Smirnov, A.N., Larionov, A.A., Matveenkova, S.P. (2003). The energy-saving resource for continuous casting in a modern converter plant. *Metallurgical and mining industry*, no. 3, pp. 21-24 [in Russian].
6. Min, B.-J., Shin, G., Lee, S.-H. (2013). Development of the high-speed, thin-slab casting technology of POSCO. *Iron and Steel Technology*, 10, (7), pp. 76-84.
7. Smirnov, A.N., Ukhin, V.E., Zhiboedov, E.Yu. (2009). Physical modeling of the conditions for the formation of a continuously cast billet in the mold of a high-performance CCM. *Casting processes*, no. 1, pp. 33-42 [in Russian].
8. Smirnov, O.M., Ukhin, V.E., Verzilov, O.P., Semenko, A.Yu., Hoyda, D.I., Kulish, Yu.Yu. (2020). Study of the processes of subsurface crack formation in a rhombic varietal billet during production in the conditions of a metallurgical micro-mill. *Metal and Casting of Ukraine*, vol. 28, no. 3 (322), pp. 40-46, doi: <https://doi.org/10.15407/steelcast2020.03.040> [in Ukrainian].
9. Sertucha, J., Lacaze, J. (2022). Casting Defects in Sand-Mold Cast Irons — An Illustrated Review with Emphasis on Spheroidal Graphite Cast Irons. *Metals*, no. 12 (3). 504, doi: <https://doi.org/10.3390/met12030504>
10. Smirnov, A.N., Ukhin, V.E. (2009). Peculiarities of the deformation of the hard shell of the billet in the mold of the billet caster. *Electrometallurgy*, no. 6, pp. 14-20 [in Russian].
11. Smirnov, A.N., Ukhin, V.E., Verzilov, A.P. (2019). Investigation of billet crystal structure formation features during forced stirring of its liquid core. *Metal and Casting of Ukraine*, no. 5-6 (312-313), pp. 21-27 [in Russian].
12. Dubodelov, V., Semenko, A., Bogdan, K., Goryuk, M. (2019). Development of principles to control the processes of continuous casting of alloys using magnetodynamic equipment. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, vol. 4, no. 1 (100), pp. 69-75, doi: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2019.172051>

Received 14.04.2023

Summary

O.M. Smirnov¹, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of the Department, e-mail: stalevoz@i.ua, <https://orcid.org/0000-0001-5247-3908>, Web of Science ResearcherID: N-1890-2017

V.Ye. Ukhin², PhD (Engin.), Patent and Invention Work Engineer, e-mail: ukhinvladimir@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-3560-4130>, Web of Science ResearcherID: P-9805-2015

S.V. Semiriagin³, PhD (Engin.), Associate Professor, Deputy CEO, e-mail: td.destal@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-8733-3216>

A.Yu. Semenko¹, PhD (Engin.), Senior Researcher, e-mail: semenko.au@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0448-1636>, Web of Science ResearcherID: GYD-3600-2022

V.V. Osypenko³, CEO LTD, e-mail: g.d.destal@ukr.net, <https://orcid.org/0009-0001-9934-7615>

Yu.O. Smirnov¹, PhD (Econom.), Associate Professor, Senior Researcher, e-mail: smirnoff.yuriy@gmail.com

Yu.P. Skorobagatko¹, PhD (Engin.), Senior Researcher, e-mail: yulka.ukr@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1724-9895>

D.V. Ryabiy⁴, Deputy General Director, e-mail: ryaboiiy@gmail.com

¹*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)*

²*Sheffield Refractories Ukraine, LLC (Dnipro, Ukraine)*

³*LTD Scientific and Manufacturing Enterprise Dneproenergostal (Zaporizhzhia, Ukraine)*

⁴*"GIR-ENGINEERING", LLC (Dnipro, Ukraine)*

Some specifics of the billet open and submerged stream casting

Experimental series of steel casting were carried out to determine the effect of the continuous casting method on the frequency of defects formation in billets. At the same time, the 125x125 mm square billets production was carried out on a six-strand caster with casting speeds of 2.8-4.3 m/min. In the process of research, a series of 5 melts of steel 60 (St60) was initially casted with an open stream. After that, using the same molds, 5 melts of steel 40X were sequentially casted with a submerged stream. As a result of an industrial experiment, it was found that because of the open stream continuous casting the number of rhomboidal billets was 4.5 %. In the case of using the submerged stream technology defects in the billet shape were not observed. The use of the "stopper rod" — "tundish nozzle" — "submerged entry nozzle" system allows to control metal consumption during casting more accurate and timelier in automatic mode without changing the billet casting speed. At the same time, the position of the metal level in the mold is constantly ensured, which most accurately considers the features of the billet solid shell formation over the entire mold length at the current casting speed. The absence of the need to control the casting speed by the level of metal in the tundish makes it possible to maintain the optimal amount of melt in it, which stabilizes the casting temperature. The submerged casting prevents bubbling at the phase boundary in the mold and provides the possibility of a significant increase in the nozzle inner diameter (compared to the open stream) that reduces the rate of its clogging with corundum deposits several times. In addition, submerged casting allows the use of special mold powders, which improve the surface quality of the billets. It is possible to additionally improve billets quality using electromagnetic stirring of liquid steel during continuous casting.

Keywords

Continuous casting, defects in continuously casted billets, reoxidation, open stream, stopper rod, submerged entry nozzle, electromagnetic stirring.

ТЕПЛОФІЗИЧНІ ТА ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ПРОЦЕСИ ТВЕРДІННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 2 (333), 42-50

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.042>

УДК 621.74.669.13.017

К.А. Сіренко¹, мол. наук. співр., e-mail: thermoexp.metal@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-2613-8094>

В.Л. Мазур¹, чл.-кор. НАН України, д-р техн. наук, проф., гол. наук. співр., e-mail: prof.vlm@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0001-8970-5389>

Д.О. Дереча^{1,2}, канд. ф.-м. наук, ст. наук. співр.¹, зав. лаб.², e-mail: dderecha@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-2442-3759>

¹Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

²Інститут магнетизму НАН України та МОН України (Київ, Україна)

Залежність твердості та інших властивостей сірого чавуну від його вуглецевого еквівалента та ступеня евтектичності

Проаналізовано хімічний склад, вуглецевий еквівалент та властивості виливків з нелегованих та низьколегованих сірих чавунів з пластинчастим графітом різних марок від СЧ100 до СЧА400 згідно з ДСТУ 8833:2019. На такий чавун є посилання в технічних умовах на гальмові колодки з композиційних матеріалів (гумосуміші), зокрема для виготовлення чавунних вставок. З чавуну СЧ350 виготовляють також інші вироби для залізничного транспорту, наприклад фрикційний «клин Ханіна». Показано, що в промислових партіях «клину Ханіна», виплавленого з чавуну СЧ350, твердість не корелювала ні з вмістом елементів у хімічному складі чавуну, ні з вуглецевим еквівалентом внаслідок вузького діапазону його величин навіть в межах чавуну однієї марки. Відповідно до ДСТУ 8833:2019 при підвищенні вуглецевого еквівалента в можливому регламентованому діапазоні величин (%) від 3,03 до 4,54 твердість за Брінеллем НВ монотонно зменшується приблизно в 1,54... 1,57, а коефіцієнт теплопровідності збільшується майже в півтора рази. Зменшення вмісту сірки в хімічному складі від 0,20 до 0,05 % чавуну марки СЧ350 суттєво скорочує діапазон розкиду вуглецевого еквівалента. Шляхом статистичних випробувань за методом Монте-Карло визначено параметри (середні значення, середні квадратичні відхилення і коефіцієнти варіації) вуглецевого еквівалента та ступеня евтектичності хімічного складу чавунів з пластинчастим графітом за марками від СЧ100 до СЧА400. Показано наявність значного розкиду величин вуглецевого еквівалента хімічного складу, твердості, коефіцієнта теплопровідності, міцності, густини, модуля пружності, лінійної усадки, теплоємності, коефіцієнта лінійного розширення чавунів з пластинчастим графітом за марками від СЧ100 до СЧА400. Рекомендовано із вказаного переліку марок чавуну згідно з ДСТУ 8833:2019 визначити і регламентувати в технічних умовах на гальмові композиційні колодки конкретну марку чавуну, призначеного для виготовлення вставок у таких колодках.

Ключові слова: чавун, хімічний склад, вуглецевий еквівалент, ступінь евтектичності, властивості, литво, гальмові колодки.

В металургії, машинобудуванні, ливарному виробництві, інших галузях промисловості поширено використання вуглецевого еквівалента та ступеня евтектичності чавуну для характеристики його хімічного складу і властивостей ливарних виробів. Аналізу залежності механічних властивостей і експлуатаційних характеристик деталей, виготовлених литтям, присвячено багато досліджень, результати яких опубліковано в монографіях, статтях, тезах доповідей, патентах тощо [1-15 та ін.]. Проте враховуючи певні досягнення у розв'язанні наукових і технологічних проблем в цій темі, слід зазначити, що не всі задачі

ще глибоко вивчені і, головне, багато прогресивних рішень не доведено до виробничої практики. Тому дослідження у напрямі розширення використання вуглецевого еквівалента хімічного складу чавуну і навіть сталі, особливо легованого металу, залишаються вельми актуальними. Як зазначено в наших роботах [8, 15], незважаючи на широке розповсюдження вуглецевого еквівалента в якості узагальненого показника хімічного складу чавуну, а також властивостей чавунних виробів, дефініція вуглецевого еквівалента, особливості та межі його використання в дослідженнях і промисловій практиці потребують подальшого

детального наукового обґрунтування. Підкреслимо, що дослідження в цій темі мають бути націлені, в першу чергу, на реалізації наукових результатів у промисловості для покращення якості металопродукції.

В останні роки, у зв'язку з корінною модернізацією ливарного виробництва на багатьох підприємствах і поширенням виплавки чавуну в електричних індукційних печах замість використання вагранок [16-17], посилюються можливості тонкого регулювання його хімічного складу. Відповідно активізувався інтерес науковців і виробників до використання вуглецевого еквівалента хімічного складу чавуну для характеристики якості ливарних виробів. Показовим прикладом у цьому може бути практика регламентації в стандартах, технічних умовах, іншій нормативно-технологічній документації хімічного складу матеріалів для виготовлення ливарних виробів відповідального призначення, зокрема чавунних гальмових колодок для залізничного транспорту. В стандартах на цю продукцію детально регламентується не тільки вміст хімічних елементів у складі чавуну, а й мікроструктура чавунних гальмових колодок. Тобто в стандартах на чавунні гальмові колодки відповідно до законодавства України вимога щодо обов'язкової регламентації хімічного складу матеріалу колодок прискіпливо виконується.

Згідно з ГОСТ 2.114-95 хімічний склад будь-яких виробів має бути детально визначений в технічних умовах на вироби. Підкреслимо, що вимоги до матеріалу виробів, а саме до його хімічного складу, можуть бути встановлені в інших, ніж технічні умови, конструкторських документах, зокрема в кресленнях деталей, а в технічних умовах (ТУ) дано посилення на ці конструкторські документи.

Невизначеність в технічних умовах хімічного складу матеріалу виробів, в тому числі й матеріалу композиційних гальмових колодок, є грубим порушенням законодавства і ставить такі ТУ до розгляду нелегітимних з усіма негативними наслідками. Але такі приклади у сфері, що розглядається, зустрічаються. Так в Технічних умовах на композиційні гальмові колодки з чавунними вставками ТУ У 23.9-35046274-053:2015 «Колодка гальмова композиційна з чавунними вставками для залізничного транспорту» і ТУ У 302-35046274-059:2016 «Колодка гальмова композиційна з чавунними вставками для моторвагонного рухомого складу» не регламентовано хімічний склад композиту та навіть не регламентовано хімічний склад чавуну, з якого мають виготовлятися чавунні вставки для колодок. В зазначених ТУ надано лише посилення на міждержавний стандарт ГОСТ 1412-85 «Чугун з пластинчастим графітом для отливок», відповідно до вимог якого повинні виготовлятися ці чавунні вставки.

Зразу ж зауважимо, що нині в Україні діє Національний стандарт України ДСТУ 8833:2019 «Виливки із сірого чавуну з пластинчастим графітом (загальні технічні умови)», який включає марки чавуну з ГОСТ 1412-85 та додатково вводить ще одну марку чавуну СЧА400. В зазначених стандартах у марці чавуну перші букви СЧ означають сірий чавун. Цифрова позначка вказує на величину мінімальної міцності під

час розтягування σ_B , Н/мм² згідно з ДСТУ 8833:2019, і кгс/мм² відповідно до ГОСТ 1412-85. Марка чавуну СЧА означає його мікролегуювання азотом.

Підкреслимо, що у вищезазначених Технічних умовах на композиційні колодки з чавунними вставками не вказано конкретно з чавуну якої марки мають виготовлятися ці вставки. Притому, що в ГОСТ 1412-85 представлено дев'ять марок чавуну від СЧ10 (СЧ100) до СЧ35 (СЧ350). В ДСТУ 8833:2019 — сім марок чавуну від СЧ100 до СЧА400. І чавун кожної марки має свій конкретний хімічний склад, свої особливі мікроструктуру, механічні та інші властивості. На превеликий жаль, нікому невідомо, який хімічний склад і мікроструктуру повинен мати чавун цих вставок відповідно до ТУ на композиційні колодки з чавунними вставками. Невідомо також, яким чином і ким контролюються показники властивостей чавунних вставок. Все зазначене призводить до різних коефіцієнтів тертя і зносостійкості чавунних вставок в композиційних колодках і загалом до неконтрольованої якості композиційних з чавунними вставками колодок. Нестабільності механічних властивостей, коефіцієнта тертя, зносостійкості композиційних гальмових колодок є недоліком, позбавитися якого можна і необхідно шляхом регламентації відсоткового вмісту компонентів композиційного матеріалу, їх хімічного складу в технічних умовах на колодки, а також хімічного складу та властивостей чавунних вставок. Розглянемо це питання на прикладі аналізу загальних технічних вимог до виливків із сірого чавуну з пластинчастим графітом.

Хімічний склад чавуну з пластинчастим графітом, рекомендований в ДСТУ 8833:2019, представлено в табл. 1.

Як бачимо, марки чавуну, що наведені в табл. 1, найбільшою мірою відрізняються вмістом вуглецю і кремнію. Водночас з переходом від СЧ100 до СЧА400 масові частки С і Si у складі чавуну зменшуються, частка Mn (%) збільшується від 0,5...0,8 у чавунах СЧ100, СЧ150, СЧА400 до 0,7...1,0 у СЧ200, СЧ300 і до 0,7...1,1 у чавуні СЧ350. Границі (не більше ніж) вмісту фосфору майже не змінюються. Допустиме значення (не більше ніж) сірки зменшується при підвищенні мінімальної границі міцності чавуну в литому стані. Зазначена інформація є обмеженою і недостатньою для ширших висновків щодо зв'язку твердості та інших показників властивостей чавуну з масовими частками елементів у його складі. Тому для посилення інформативності даних табл. 1 проаналізуємо зв'язки фізичних і механічних властивостей чавуну з вуглецевим еквівалентом і ступенем евтектичності його хімічного складу.

Вуглецевий еквівалент $C_{\text{екв}}$ хімічного складу чавуну розраховували за формулою:

$$C_{\text{екв}} = C + 0,3Si + 0,33P - 0,15Mn + 0,26S, \quad (1)$$

використовуючи наведені в табл. 1 дані щодо масової частки (%) елементів у чавуні. При визначенні максимальної величини вуглецевого еквівалента $C_{\text{екв max}}$ вміст Mn приймали мінімальним, оскільки його вплив на величину $C_{\text{екв}}$ згідно з формулою (1) негативний.

Таблиця 1

Рекомендований хімічний склад чавуну з пластинчастим графітом відповідно до ДСТУ 8833:2019

Марка чавуну	Масова частка елемента, %				
	C	Si	Mn	P	S
				не більше ніж	
СЧ100	3,5...3,7	2,2...2,6	0,5...0,8	0,3	0,15
СЧ150	3,5...3,7	2,0...2,4	0,5...0,8	0,2	0,15
СЧ200	3,3...3,5	1,4...2,4	0,7...1,0	0,2	0,15
СЧ250	3,2...3,4	1,4...2,2	0,7...1,0	0,2	0,15
СЧ300	3,0...3,2	1,3...1,9	0,7...1,0	0,2	0,12
СЧ350	2,9...3,0	1,2...1,5	0,7...1,1	0,2	0,12
СЧА400	2,7...2,9	1,3...1,6	0,5...0,8	0,1	0,10

При визначенні мінімальної величини $C_{\text{екв max}}$ вміст Mn приймали максимальним. Формула (1) була застосована як така, що часто використовується в подібних дослідженнях. В наших роботах [5, 8, 15] показано, що усі відомі формули для розрахунку $C_{\text{екв}}$ чавунів дають близькі результати.

Ступінь евтектичності чавуну, яка значною мірою визначає ливарні характеристики чавуну і механічні властивості чавунних виробів [1, 3, 13, 18] та ін., розраховували за формулою (2):

$$S_{\text{евт}} = C / [4,3 - 0,3 (Si + P)], \quad (2)$$

де C, Si, P — відсотковий вміст вуглецю, кремнію, фосфору в чавуні.

В нашій роботі [15] розглянуті різні формули для розрахунку $S_{\text{евт}}$ чавуну. Показано, що коефіцієнти перед значеннями вмісту хімічних елементів у складі чавуну в усіх відомих формулах приблизно однакові.

Результати розрахунків величини вуглецевого еквівалента і ступеня евтектичності чавуну з пластинчастим графітом різних марок представлені в табл. 2 разом із показниками їх твердості і коефіцієнта теплопровідності. Твердість є одним із індикаторів фрикційних характеристик чавуну [18-19] та ін., зокрема чавунних гальмових колодок залізничного транспорту. Значення коефіцієнта теплопровідності чавунів в табл. 2 вказують на те, що чавунні вставки застосовують для покращення відводу тепла в гальмових колодках з композиційного матеріалу. Залеж-

Таблиця 2

Показники вуглецевого еквівалента $C_{\text{екв}}$, ступеня евтектичності $S_{\text{евт}}$, твердості HB, коефіцієнта теплопровідності чавунів з пластинчастим графітом згідно з ДСТУ 8833:2019

Марка чавуну	СЧА400	СЧ350	СЧ300	СЧ250	СЧ200	СЧ150	СЧ100
$C_{\text{екв min}}, \%$	3,03	3,19	3,34	3,58	3,68	4,09	4,18
$C_{\text{екв max}}, \%$	3,36	3,44	3,76	4,06	4,22	4,45	4,54
Твердість HB, не більш ніж	$\frac{245}{285}$	$\frac{229}{270}$	$\frac{197}{250}$	$\frac{187}{238}$	$\frac{170}{216}$	$\frac{163}{201}$	$\frac{156}{185}$
Коефіцієнт теплопровідності, λ , за 20 °C, Вт/(м · К)	38	42	46	50	54	59	60
$\bar{C}_{\text{екв}}, \%$	3,20	3,22	3,33	3,90	3,94	4,14	4,25
$\sigma_{C_{\text{екв}}}, \%$	0,098	0,052	0,099	0,103	0,099	0,103	0,105
$Va_{C_{\text{екв}}}, \%$	0,031	0,016	0,030	0,026	0,025	0,029	0,025
$\bar{S}_{\text{евт}}$	0,741	0,759	0,813	0,897	0,929	0,975	0,976
$\sigma_{S_{\text{евт}}}$	0,026	0,013	0,026	0,027	0,027	0,027	0,026
$Va_{S_{\text{евт}}}$	0,035	0,017	0,032	0,030	0,029	0,028	0,027

Примітка. Позначено: $\bar{C}_{\text{екв}}$, $\bar{S}_{\text{евт}}$ — середні величини вуглецевого еквівалента і ступеня евтектичності чавунів, розрахованих ймовірнісним методом Монте-Карло; $\sigma_{C_{\text{екв}}}$, $\sigma_{S_{\text{евт}}}$ — середні квадратичні відхилення; $Va_{C_{\text{екв}}}$, $Va_{S_{\text{евт}}}$ — коефіцієнти варіації цих показників, $Va_{C_{\text{екв}}} = \sigma_{C_{\text{екв}}} / \bar{C}_{\text{екв}}$, $Va_{S_{\text{евт}}} = \sigma_{S_{\text{евт}}} / \bar{S}_{\text{евт}}$. Кількість варіантів розрахунків методом Монте-Карло кожного показника складала 1000. В чисельнику — твердість HB чавуну при товщині виливка не більше 50 мм; в знаменнику — при товщині не більше 30 мм.

ність коефіцієнта теплопровідності чавуну від його хімічного складу має вельми суттєве значення при виборі марки чавуну для колодок.

В наших роботах [8, 15] на підставі матеріалів досліджень хімічного складу і властивостей чавуну, з якого виготовляють гальмові колодки, рекомендовано для посилення інформативності показників якості зазначених та інших ливарних виробів використовувати ймовірнісний підхід, метод Монте-Карло і статистичні параметри розподілів величин вуглецевого еквівалента та ступеня евтектичності. В табл. 2 наведено дані щодо середніх значень, середніх квадратичних відхилень і коефіцієнтів варіації величин вуглецевого еквівалента і ступеня евтектичності чавунів, хімічний склад яких наведено в табл. 1. Розрахунки виконали з використанням методу Монте-Карло і припущенням, що розподіл вмісту кожного елемента в межах допустимого діапазону його величин відповідає нормальному закону Гаусса.

Результати, наведені в табл. 2, свідчать, що максимальні величини і мінімальні величини вуглецевого еквівалента, розрахованого за формулою (1), для чавунів різних марок суттєво різняться. Наприклад, для чавуну СЧ100 маємо $C_{\text{екв max}} = 4,543$, для СЧ350 — $C_{\text{екв max}} = 3,4422$ і $C_{\text{екв min}} = 3,1922$ відсотків. Отримані величини свідчать, що діапазон можливих значень вуглецевого еквівалента чавунів, передбачених у ДСТУ 8833:2019 і ГОСТ 1412-85, згідно з їх хімічним складом неприпустимо широкий (від 3,1922 до 4,543). За такої умови твердість НВ чавуну СЧ100 при товщині 50 мм в стінках виливків має складати не більше 156, чавуну СЧ350 — не більше 229. Тобто діапазон можливих і допустимих технічними умовами величин твердості НВ чавунних вставок в гальмових колодках з композиційного матеріалу (гумосуміші) дуже широкий. Водночас для чавуну СЧ350 коефіцієнт теплопровідності λ дорівнює 42 Вт/(м·К), для СЧ100 — 60 Вт/(м·К) (табл. 2).

Таким чином, в Технічних умовах на гальмові колодки композиційні з чавунними вставками апріорі передбачена можливість і допустимість високої нестабільності фізичних і механічних властивостей та експлуатаційних характеристик (твердості, коефіцієнта тертя, зносостійкості) чавунних вставок і, відповідно, й зазначених колодок в цілому. Акцентуємо увагу, що твердість і коефіцієнти теплопровідності, зокрема чавунів СЧ100 і СЧ350, різняться приблизно у півтора рази (табл. 2). При цьому нагадаємо, що чавунні вставки у матеріалі композиційних гальмових колодок передбачені для покращення відводу тепла від колодок з метою підвищення зносостійкості й стабільності коефіцієнтів тертя колодок по робочій поверхні коліс під час гальмування рухомих засобів.

Аналіз даних, наведених у табл. 2, призводить ще до ряду додаткових висновків і коментарів. Так, у виробничій практиці ливарні вироби з чавуну, в тому числі чавунні гальмові колодки чи чавунні вставки до гальмових колодок з композиційного матеріалу (гумосуміші), мають конкретний, однозначний вміст кожного елемента у хімічному складі. Тому вуглецевий еквівалент хімічного складу чавуну, з якого виготов-

лено конкретні вироби, деталі, визначається однією конкретною величиною. Аналогічний висновок відноситься й до ступеня евтектичності чавуну. Визначені методами статистики діапазони розкиду вмісту хімічних елементів у складі чавуну, його хімічного еквівалента чи ступеня евтектичності характеризують стабільність цих показників в межах партії (партій) однакових ливарних виробів [4-5, 14]. Стандарти, зокрема ГОСТ 1412-85 та ДСТУ 8833:2019, (табл. 1), і технічні умови, в яких регламентовано допустимі діапазони, максимальні і мінімальні величини вмісту хімічних елементів у чавуні, фактично визначають і діапазони та мінімальні, максимальні значення вуглецевого еквівалента та ступеня евтектичності чавуну (табл. 2). Але реально в практичній діяльності ливарних підприємств вміст кожного хімічного елемента у складі чавуну є величиною випадковою і незалежно від величини вмісту інших елементів в межах діапазонів, окреслених в стандартах [5]. Саме тому реальні статистичні показники і діапазони розкиду величин $C_{\text{екв}}$ і $S_{\text{евт}}$ дають результати їх розрахунку при ймовірнісному підході до вибору величини вмісту кожного елемента з визначених стандартом діапазонів (табл. 2). Прийняття в першому наближенні гіпотези, що розподіл вмісту елементів підпорядковується закону Гаусса, слід вважати правомірним, оскільки ніяких застережень з цього приводу в стандартах на продукцію, що розглядається, не наведено.

Згідно з даними табл. 2 середні значення $\bar{C}_{\text{екв}}$, вуглецевого еквівалента, розраховані методом Монте-Карло, суворо кажучи, не співпадають з серединою діапазонів від $C_{\text{екв min}}$ до $C_{\text{екв max}}$. Але ця різниця незначна. Якщо вважати, що можливий діапазон розкиду $C_{\text{екв}}$ дорівнює шести величинам середнього квадратичного відхилення $6\sigma_{C_{\text{екв}}}$, то цей діапазон $C_{\text{екв}}$ дещо ширший, ніж різниця між $C_{\text{екв max}}$ і $C_{\text{екв min}}$. Найменший коефіцієнт варіації $Va_{C_{\text{екв}}}$ має чавун СЧ350. До речі, чавун марки СЧ350 згідно із ДСТУ 8833:2019 передбачає менший діапазон твердості НВ (від 229 до 270), ніж чавуни марок СЧ300, СЧ250, СЧ200. Гістограми розподілу величин вуглецевого еквівалента хімічного складу чавуну марок СЧ100 і СЧ350, розрахованих з використанням методу Монте-Карло для умов випадкових значень вмісту C, Si, Mn, P, S в межах діапазонів цих елементів у складі чавуну, представлені на рис. 1. Гістограми на цьому рисунку наочно ілюструють результати розрахунків, наведених у табл. 2.

На рис. 2 представлено залежності твердості НВ і коефіцієнтів теплопровідності λ , за 20 °С, Вт/(м · К) чавунів марок СЧ100...СЧ400 від їх вуглецевого еквівалента $C_{\text{екв}}$, розрахованого за даними хімічного складу пластинчастого чавуну згідно з ДСТУ 8833:2019 (табл. 1 і 2). Як бачимо, при збільшенні величини $C_{\text{екв}}$ твердість НВ чавуну монотонно зменшується. В той же час важливо зазначити, що однакову твердість можуть мати виливки з однією товщиною стінки, але при суттєвій різниці між мінімальною $C_{\text{екв min}}$ і максимальною $C_{\text{екв max}}$ величинами вуглецевого еквівалента. Інакше кажучи, твердість НВ чавунів може суттєво різнитися при однаковому вуглецевому еквіваленті їх хімічного складу. Ці дані корелюють з висновками

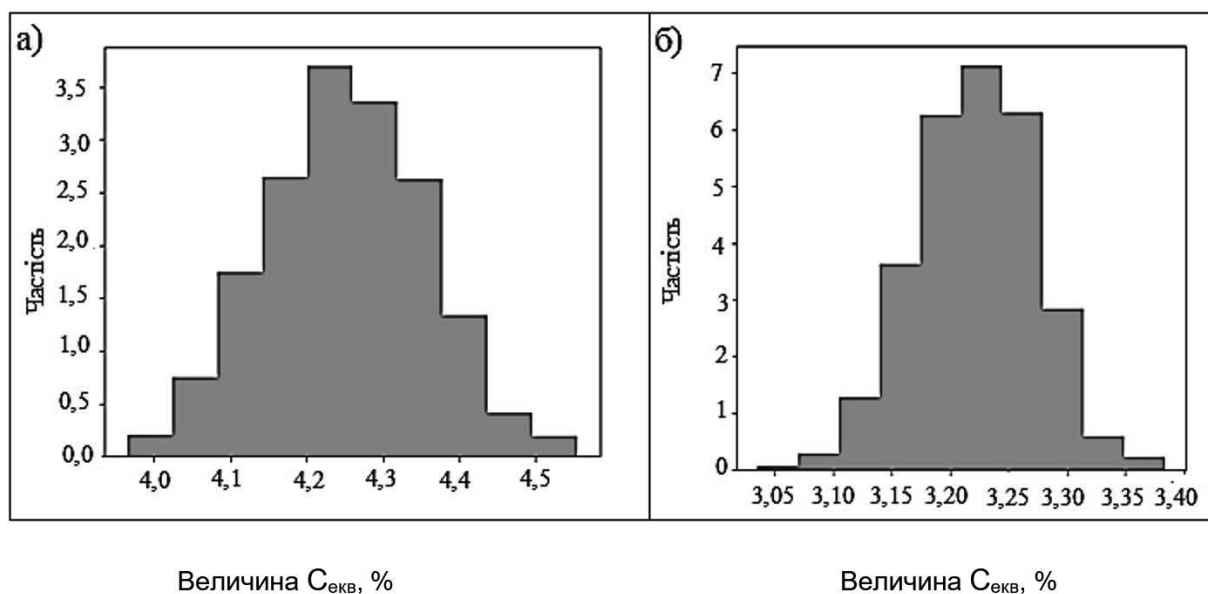


Рис. 1. Гістограми розподілу величин вуглецевого еквівалента у чавунах марок СЧ100 і СЧ350, розраховані методом Монте-Карло для вмісту хімічних елементів у чавунах, передбачених у ГОСТ 1412-85 та ДСТУ 8833:2019 (табл. 1). Кількість варіантів хімічного складу кожного чавуну при розрахунках параметрів їх розподілів дорівнювало 1000. Позначено: а — СЧ100; б — СЧ350

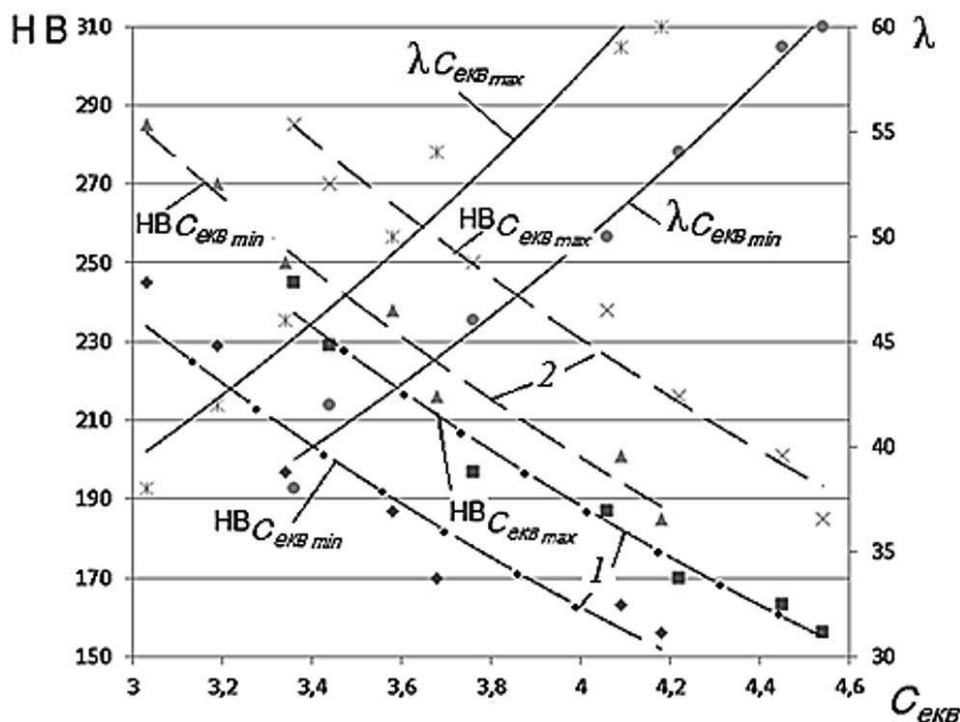


Рис. 2. Залежність твердості HB і коефіцієнтів теплопровідності λ , за 20 °С, Вт/(м · К) чавунів СЧ100...СЧА400 від їх вуглецевого еквівалента C_{eq} . Позначено: $C_{eq\ max}$ — при максимальному значенні вуглецевого еквівалента; $C_{eq\ min}$ — при мінімальному; цифрою 1 — величини твердості HB при товщині стінки виливка не більше 50 мм; цифрою 2 — при товщині не більше 30 мм; $\blacklozenge$ і $\blacktriangle$ — твердість HB відносно $C_{eq\ min}$; $\blacksquare$ і $\times$ — відносно $C_{eq\ max}$; $\times$ і $\bullet$ — λ відносно $C_{eq\ max}$ і $C_{eq\ min}$

досліджень, наведених в наших статтях [5, 8, 15 та ін.] та проаналізованих публікаціях інших авторів, в яких стверджується, що у вузькому діапазоні розкиду величин C_{eq} залежність твердості HB від C_{eq} , як правило, не проявляється. Але відповідно до ДСТУ 8833:2019 тенденція зменшення твердості HB чавуну при збільшенні вуглецевого еквівалента його хімічного складу (рис. 2) може мати місце (див. рис. 3 у статті [8] з посиланням на автора дисертації [20]).

На рис. 2 показано, що коефіцієнт теплопровідності λ збільшується при підвищенні величини вуглецевого еквівалента хімічного складу чавуну. Вище було зазначено, що за рахунок оснащення чавунними вставками гальмових композиційних колодок їх виробники намагаються знизити температуру в зоні контакту гальмових колодок з колесами транспортних засобів. Криві $\lambda(C_{eq})$ на рис. 2 показують, що теплопровідність чавуну з пластинчастим графітом сильно залежить від його вуглецевого еквівалента.

В статтях [17, 12] запропонована теза, що умовно названий «сумарним» коефіцієнт тертя і відповідно «сумарна» сила тертя визначаються за формулами:

$$\varphi_{\Sigma} = \varphi_k S_k + \varphi_{\text{ч}} S_{\text{ч}}, T_{\Sigma} = \varphi_{\Sigma} \cdot P = (\varphi_k S_k + \varphi_{\text{ч}} S_{\text{ч}}) \cdot P, \quad (3)$$

де φ_k , $\varphi_{\text{ч}}$, φ_{Σ} — коефіцієнти тертя; S_k і $S_{\text{ч}}$ — відносні частки площі композиційного матеріалу і площі чавуну в композиційній колодці з чавунними вставками, S_{Σ} — сумарна площа тертя гальмової колодки по поверхні колеса, $S_{\Sigma} = S_k + S_{\text{ч}} = 1$; T_{Σ} — сумарна сила тертя колодки по колесу; P — сила тиску колодки на колесо.

Очевидно, що в граничних випадках, коли $S_{\text{ч}} = 1$ і $S_k = 0$ має місце повністю чавунна колодка, при $S_{\text{ч}} = 0$ і $S_k = 1$ колодка повністю з композиційного матеріалу. Таким чином, повністю чавунна і повністю композиційна колодки є граничними випадками стану композиційних колодок з чавунними вставками. Така трактовка концепту «композиційні колодки з чавунними вставками» призводить до висновку, що хімічний склад, мікроструктура і властивості чавунних вставок в зазначених колодках мають бути ідентичними цим показникам повністю чавунних колодок типу «М», «С», «Ф» відповідно до ГОСТ 30249-97 чи іншого подібного. Для покращання експлуатаційних характеристик композиційних колодок з чавунними вставками можна рекомендувати виготовляти вставки, як й повністю чавунні колодки, з високоміцного чавуну з кулеподібним (кулястим) графітом в його мікроструктурі.

В технічній літературі публікацій щодо результатів досліджень ступеня евтектичності $S_{\text{евт}}$ чавунів на їх властивості значно менше, ніж статей, присвячених вуглецевому еквіваленту чавунів. По відношенню до чавунів з пластинчастим графітом і чавунів, призна-

чених для виготовлення ливарних виробів, поширена точка зору, що ступінь евтектичності чавунів визначає їх механічні властивості [1, 18]. Результати статистичних досліджень ступеня евтектичності чавунів з пластинчастим графітом марок СЧ100...СЧА400 згідно з ДСТУ 8833:2019, виконаних із застосуванням ймовірнісного підходу, представлені в табл. 2. Показано, що при хімічному складі чавунів зазначених марок (табл. 1) середні значення ступеня їх евтектичності знаходяться в діапазоні 0,741...0,976, середнє квадратичне відхилення дорівнює 0,026...0,027 для чавунів усіх марок, окрім СЧ350. Коефіцієнт варіації — на тому ж рівні, як й коефіцієнт варіації вуглецевого еквівалента. При цьому середні значення ступеня евтектичності, як й величини вуглецевого еквівалента, зменшуються при переході від СЧ100 до СЧА400.

Гістограму розподілу величини ступеня евтектичності чавуну марки СЧ350 представлено на рис. 3. Зазначена гістограма в цілому подібна наведеним на рис. 1 гістограмам розподілу величин вуглецевого еквівалента. На рис. 4 показано залежності середніх значень величин вуглецевого еквівалента і ступеня евтектичності чавунів СЧ100...СЧА400 від границі їх міцності при розтягуванні.

Точки, наведені на рис. 4, засвідчили, що границя чавунів з пластинчастим графітом збільшується при зменшенні величин їх вуглецевого еквівалента і ступеня евтектичності. Наведені в таблицях і на рисунках дані щодо розподілу величин вуглецевого еквівалента і ступеня евтектичності хімічного складу чавунів з пластинчастим графітом надають інформацію, необхідну для вибору марки чавуну при виготовленні ливарної продукції відповідального призначення.

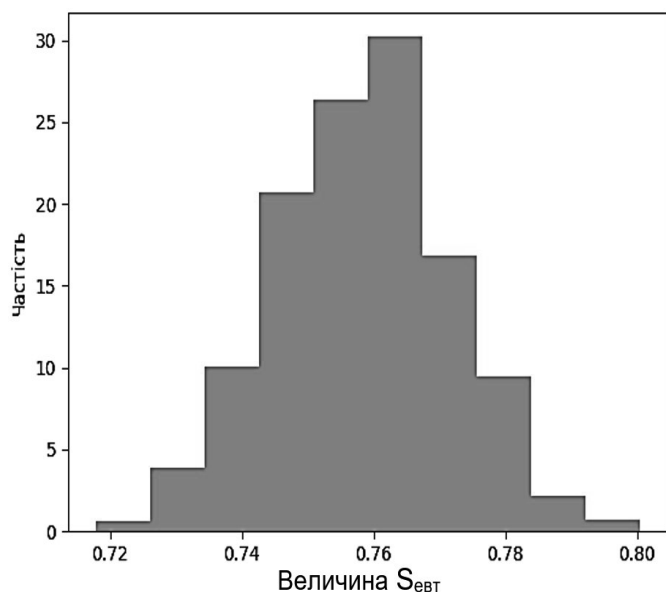


Рис. 3. Гістограма розподілу величини ступеня евтектичності чавуну марки СЧ350 згідно з ДСТУ 8833:2019, хімічний склад якого представлено у табл. 1. Кількість варіантів $S_{\text{евт}}$ при розрахунках ймовірнісним методом Монте-Карло дорівнювало 1000

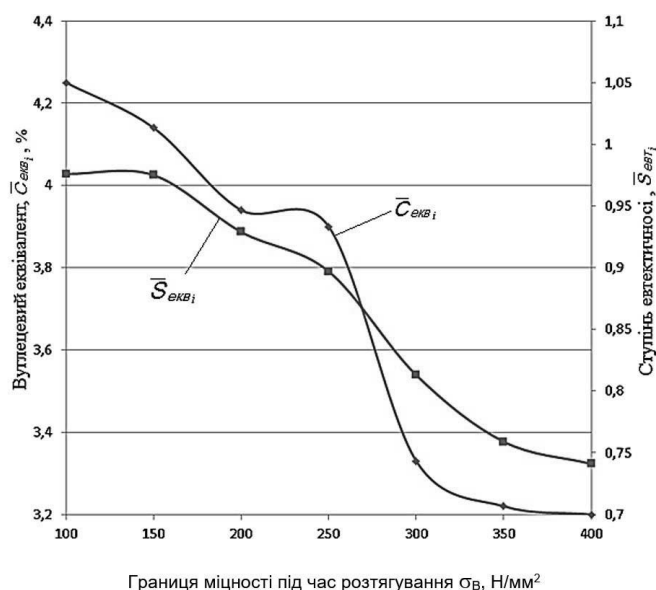


Рис. 4. Залежності середніх значень величин вуглецевого еквівалента $\bar{C}_{\text{екв}_i}$ і ступеня евтектичності $\bar{S}_{\text{евт}_i}$ чавунів з пластинчастим графітом (відповідно до ДСТУ 8833:2019) від границі їх міцності при розтягуванні

Висновки

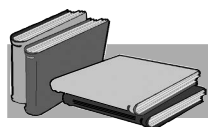
1. Вуглецевий еквівалент є наочним узагальнюючим показником хімічного складу і властивостей чавунів в умовах варіації в них вмісту хімічних елементів у порівняно широких діапазонах. Запропоновано методологію визначення величини цього показника. Рекомендовано розраховувати вуглецевий еквівалент хімічного складу чавунів за однією з поширених формул — методом Монте-Карло, використовуючи ймовірнісний підхід при врахуванні вмісту кожного елемента у сплаві.

2. Показано, що діапазони вмісту хімічних елементів у складі чавуну з пластинчастим графітом марки СЧ350 згідно з вимогами ДСТУ 8833:2019 забезпечують мінімальні варіації вуглецевого еквівалента серед чавунів інших марок. Зазначене повною мірою забезпечує підвищену стабільність властивостей виробів з чавуну марки СЧ350.

3. Принциповим недоліком технічних умов на гальмові композиційні колодки з чавунними вставками для залізничного транспорту, який зводить технічні умови на рівень нелегітимності, є відсутність регламентації вимог до відсоткового вмісту компонентів композиційної гумосуміші та їх хімічного складу, а та-

кож відсутність визначення і регламентації марки чавуну для виготовлення зазначених вставок. Показано, що посилення в технічних умовах на вимоги ГОСТ 1412-85 не забезпечує однозначності вибору чавуну конкретної марки для виготовлення чавунних колодок, при тому, що зазначені в ГОСТ 1412-85 і відповідно в ДСТУ 8833:2019 чавуни з переліку марок від СЧ100 до СЧ350 мають суттєво різні властивості. При удосконаленні технічних умов на ці гальмові колодки необхідно усунути зазначені вище недоліки.

4. Для забезпечення легітимності технічних умов на композиційні гальмові колодки з чавунними вставками для залізничного транспорту, а саме ТУ У 23.9-3504674-053:2015, ТУ У 30.2-35046274-059:2016 та інших подібних, необхідно регламентувати в них відсотковий вміст компонентів композиційного матеріалу (гумосуміші) та їх хімічний склад, а також хімічний склад, мікроструктуру, властивості чавунних вставок шляхом регламентації конкретної марки чавуну з переліку, наведеному в ДСТУ 8833:2019 (в ГОСТ 1412-85). Для покращення експлуатаційних характеристик гальмових композиційних колодок з чавунними вставками рекомендується вставки виготовляти з високоміцного чавуну з кулеподібним (кулястим) графітом в його мікроструктурі.

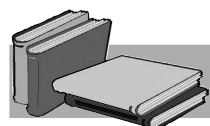


ЛІТЕРАТУРА

1. Справочник по чугуному литью. Под ред. Н.Г. Гиршовича. Л.: Машиностроение, 1978. 758 с.
2. Справочник по машиностроительным материалам. Под ред. Г.И. Погодина-Алексеева. Москва: Машиностроение. 1959. Том 3. 360 с.
3. Воздвиженский В.М., Грачев В.А., Спасский В.В. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении. Москва: Машиностроение, 1984. 432 с.
4. Сиренко Е.А. Особенности литейного чугуна для тормозных колодок железнодорожного транспорта. *Литье и металлургия*. 2022. № 1. С. 43-48. DOI: <https://doi.org/10/21122/1683-6065-2022-1-43-48>
5. Сиренко К.А., Мазур В.Л. Оцінка стабільності хімічного складу і механічних властивостей промислових партій синтетичного чавуну. *Процеси лиття*. 2021. № 4 (146). С. 66-75.
6. Попов Е.С., Шинский О.Н. Анализ показателей качества колодок тормозных чугунных и композиционных для железнодорожного подвижного состава. *Литье и металлургия*. 2021. № 1. С. 27-37.
7. Мазур В.Л., Найдек В.Л., Попов Е.С. Порівняння чавунних і композиційних з чавунними вставками гальмових колодок для рухомого складу залізниці. *Метал та лиття України*. 2021. Том 29. № 2 (325). С. 80-89. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.02.080>
8. Сиренко К.А. Характеристика твердості чавунних гальмових колодок залізничного транспорту. *Метал та лиття України*. 2022. Том 30. № 3 (330). С. 96-101. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.03.096>
9. Демин Д.А. Исследование прочности чугуна с пластинчатым графитом в факторном пространстве «углерод (С) — углеродный эквивалент ($C_{\text{экв}}$)» в диапазонах $C = (3,425-3,563) \%$ и $C_{\text{экв}} = (4,214-4,372) \%$. *Технологічний аудит та резерви виробництва*. 2017. Т. 1. №1 (33). С. 24-32. DOI: <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2017.93178>
10. Тэн Э.Б., Коль О.А. Зависимость отбела чугуна от его углеродного эквивалента. *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. 2020. Т. 63. № 1. С. 57-62. DOI: <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-1-57-62>
11. Баженов В.Е., Пикунов М.В. Определение углеродного эквивалента чугунов с помощью программы thermo-calc. *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. 2011. № 11. С. 20-23.
12. Сиренко К.А. Коефіцієнти тертя між колесами залізничного транспорту і гальмовими колодками з чавуну та композиційного матеріалу: порівняльний аналіз. *Метал та лиття України*. 2022. Том 30. № 1 (328). С. 91-101. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.01.091>
13. Смирнов А.Н., Лейрих И.В. Производство отливок из чугуна. Монография. Донецк: Норд-Пресс, 2005. 245 с.
14. Сиренко Е.А. Характеристика химического состава и свойств синтетического чугуна для тормозных колодок локомотивов. Труды 29-й Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия-2021. Беларусь». Минск. 17-19 ноября 2021. С. 140-143.

15. Сіренко К.А., Мазур В.Л. Визначення вуглецевого еквівалента і ступеня евтектичності чавуну в ливарному виробництві. *Процеси лиття*. 2023. № 1 (151). С. 20-34. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2023.01.020>
16. Попов Є.С., Мазур В.Л., Шинський О.Й. Удосконалення ливарного виробництва в Україні. Литво. Металургія. 2021. Матеріали XVII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво-2021». Запоріжжя. 2021. С. 160-164.
17. Мазур В.Л., Шинський О.Й., Клименко С.И., Сіренко Е.А., Попов Е.С. Развитие производства синтетического чугуна для деталей железнодорожного подвижного состава. Труды 29-й Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия-2021. Беларусь». Минск. 17-19 ноября 2021. С. 17-20.
18. Климов А.А., Стручков А.В., Бондарик В.Б., Ильинский В.П., Домнин С.В., Кирпиченко В.П. Влияние состава и микроструктуры тормозных локомотивных колодок на трибологические свойства. *Вестник Иркутского гос. технич. университета*. 2017. Т. 21. № 11. С. 179-190. DOI: <http://dx.doi.org/10.21285/1814-3520-2017-11-179-190>
19. Неижко И.Г., Найдек В.Л., Гаврилюк В.П. Тормозные колодки железнодорожного транспорта: монография. Киев: ФТИМС НАН Украины, 2009. 121 с.
20. Ольшевский А.А. Исследование тормозных колодок железнодорожных вагонов с целью повышения их эксплуатационных качеств. Автореферат дис. канд. наук. Днепропетровск, 1959. 11 с.

Надійшла 11.05.2023



REFERENCES

1. Girshovich, N.G. (Ed.) (1978). Handbook of iron casting. L.: Mashinostroenie, 758 p. [in Russian].
2. Pogodin-Alekseev, G.I. (Ed.) (1959). Handbook of engineering materials. Moscow: Mashinostroenie, vol. 3, 360 p. [in Russian].
3. Vozdvizhensky, V.M., Grachev, V.A., Spassky, V.V. (1984). Casting alloys and the technology of their melting in mechanical engineering. Moscow: Mashinostroenie, 432 p. [in Russian].
4. Sirenko, E.A. (2022). Features of cast iron for railway brake pads. *Foundry production and metallurgy*, no. 1, pp. 43-48, doi: <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-1-43-48> [in Russian]
5. Sirenko, K.A., Mazur, V.L. (2021). Assessment of stability of chemical composition and mechanical properties of industrial lots of synthetic iron. *Casting processes*, no. 4 (146), pp. 66-75 [in Ukrainian].
6. Popov, E.S., Shinsky, O.I. (2021). Analysis of quality indicators of brake and composite pads for railway rolling stock. *Foundry production and metallurgy*, no. 1, pp. 27-37 [in Russian].
7. Mazur, V.L., Naidek, V.L., Popov, Ye.S. (2021). Comparison of cast-iron and composite brake pads with cast-iron inserts for rolling stock of railways. *Metal and Casting of Ukraine*, vol. 29, no. 2 (325), pp. 80-89, doi: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.02.080> [in Ukrainian].
8. Sirenko, K.A. (2022). Characteristics of hardness of cast-iron brake pads of railway transport. *Metal and Casting of Ukraine*, vol. 30, no. 3 (330), pp. 96-101, doi: <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.03.096> [in Ukrainian].
9. Demin, D.A. (2017). Strength analysis of lamellar graphite cast iron in the "carbon (C) – carbon equivalent (C_{eq})" factor space in the range of $C = (3.425-3.563) \%$ and $C_{eq} = (4.214-4.372) \%$. *Technology Audit and Production Reserves*, vol. 1, no. 1 (33), pp. 24-32, doi: <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2017.93178> [in Russian].
10. Ten, E.B., Kol', O.A. (2020). Dependence of cast iron chill from its carbon equivalent. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, vol. 63, no. 1, pp. 57-62, doi: <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-1-57-62> [in Russian].
11. Bazhenov, V.E., Pikunov, M.V. (2011). Determining the carbon equivalent of cast iron by the thermo-calc program. *Izvestiya. Ferrous metallurgy*, no. 11, pp. 20-23 [in Russian].
12. Sirenko, K.A. (2022). Coefficients of friction between railway wheels and brake pads made of cast iron and composite material: a comparative analysis. *Metal and Casting of Ukraine*, vol. 30, no. 1 (328), pp. 91-101, doi: <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.01.091> [in Ukrainian].
13. Smirnov, A.N., Leirikh, I.V. (2005). Production of cast iron castings. Monograph. Donetsk: Nord-Press, 245 p. [in Russian].
14. Sirenko, E.A. (2021). Characteristics of the chemical composition and properties of synthetic cast iron for brake pads of locomotives. Proceedings of the 29th International Scientific and Technical Conference "Foundry production and Metallurgy-2021. Belarus". Minsk, 17-19 November, pp. 140-143 [in Russian].
15. Sirenko, K.A., Mazur, V.L. (2023). Definition of carbon equivalent and degree of eutecticity of cast iron in foundry production. *Casting processes*, no. 1 (151), pp. 20-34, doi: <https://doi.org/10.15407/plit2023.01.020> [in Ukrainian].
16. Popov, E.S., Mazur, V.L., Shinskyi, O.Y. (2021). Improvement of foundry production in Ukraine. Litvo. Metallurgy. 2021. Materials of the XVII International Scientific and Practical Conference "Casting-2021". Zaporizhzhia, pp. 160-164 [in Ukrainian].
17. Mazur, V.L., Shinsky, O.I., Klimenko, S.I., Sirenko, E.A., Popov, E.S. (2021). Development of synthetic cast iron production for railway rolling parts. Proceedings of the 29th International Scientific and Technical Conference "Foundry production and Metallurgy-2021. Belarus". Minsk, 17-19 November, pp. 17-20 [in Russian].

18. Klimov, A.A., Struchkov, A.V., Bondarik, V.B., Ilyinsky, V.P., Domnin, S.V., Kirpichenko, V.P. (2017). Effect of railway brake pad composition and microstructure on tribological properties. *Proceedings of Irkutsk State Technical University*, vol. 21, no. 11, pp. 179-190, doi: <http://dx.doi.org/10.21285/1814-3520-2017-11-179-190> [in Russian].
19. Neizhko, I.G., Naidek, V.L., Havrilyuk, V.P. (2009). Brake pads of railway transport. Monograph. Kyiv: PTIMA NAS of Ukraine, 121 p. [in Russian].
20. Olshevsky, A.A. (1959). Investigation of brake pads of railway cars in order to improve their performance. Extended abstract of candidate thesis. Dnepropetrovsk, 11 p. [in Russian].

Received 11.05.2023

Summary

K.A. Sirenko¹, Junior Researcher, e-mail: thermoexp.metal@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0003-2613-8094>

V.L. Mazur¹, Corresponding Member of the NAS of Ukraine, Dr. Sci. (Engin.),
 Professor, Chief Researcher, e-mail: prof.vlm@ukr.net,
<https://orcid.org/0000-0001-8970-5389>

D.O. Derecha^{1,2}, PhD (Phys. & Math), Senior Research Scientist¹, Head of
 the Laboratory², e-mail: dderecha@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-2442-3759>

¹*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine
 (Kyiv, Ukraine)*

²*Institute of Magnetism NAS of Ukraine and MES of Ukraine (Kyiv, Ukraine)*

Dependence of hardness and other properties of gray iron on its carbon equivalent and degree of eutecticity

The chemical composition, carbon equivalent and properties of castings from unalloyed and low-alloyed gray irons with lamellar graphite of various grades from C4100 to C4A400 were analyzed in accordance with DSTU 8833:2019. There is a reference to such cast iron in the technical conditions for brake pads made of composite materials (rubber mixtures), in particular, for the production of cast iron inserts. Other products for railway transport are also made from cast iron C4350, for example, the friction "Khanin wedge". It is shown that in industrial batches of the "Khanin wedge", cast from cast iron C4350, the hardness did not correlate either with the content of elements in the chemical composition of the cast iron, or with the carbon equivalent due to the narrow range of its values even within the cast iron of the same grade. According to DSTU 8833:2019, with an increase in the carbon equivalent in the possible regulated range of values (%) from 3.03 to 4.54, the Brinell hardness of HB monotonically decreases by approximately 1.54...1.57, and the coefficient of thermal conductivity increases by almost one and a half times. Reducing the sulfur content in the chemical composition from 0.20 to 0.05 % of CH350 cast iron significantly reduces the range of dispersion of the carbon equivalent. The parameters (mean values, mean square deviations and coefficients of variation) of the carbon equivalent and the degree of eutecticity of the chemical composition of cast irons with lamellar graphite of brands from C4100 to C4A400 were determined by means of statistical tests using the Monte Carlo method. It is shown that due to the significant dispersion of the values of the carbon equivalent of the chemical composition, hardness, coefficient of thermal conductivity, strength, density, modulus of elasticity, linear shrinkage, heat capacity, coefficient of linear expansion of cast iron with lamellar graphite of grades from C4100 to C4A400 according to DSTU 8833:2019, it is necessary from the specified list grades of cast iron to determine and regulate in the technical conditions for composite brake pads a specific grade of cast iron intended for the manufacture of inserts in such pads.

Keywords

Cast iron, chemical composition, carbon equivalent, eutectic degree, properties, casting, brake pads.

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 2 (333), 51-61

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.051>

UDC 669.11/15:621.74.045.072.2

I.A. Nebozhak¹, Leading Engineer, e-mail: nebozhak@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-0291-8144>

O.V. Derev'yanko², PhD (Engin.), Senior Research Scientist, e-mail: alederevyanko@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-2345-7869>

A.M. Verkhovliuk¹, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of the Department, e-mail: anatoliiverkhovliuk@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-2670-4052>

D.S. Kanibolotsky¹, PhD (Chem.), Senior Research Scientist, e-mail: kanibolotsky@univ.kiev.ua

V.H. Novytskyi¹, PhD (Engin.), Leading Research Scientist, e-mail: v_novytskyi@ukr.net

¹Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

²Frantsevych Institute for Problems of Materials Science of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

Influence of microstructure parameters of [Al – FeCr] cast composite material, obtained in the “volume” of foundry mold using lost-foam casting process, on its mechanical characteristics

The authors conducted an in-depth analysis of domestic and foreign literary data, as well as formulated and set the goal of this scientific work. The inoculation of cast Al-based alloy of the AK12 DSTU 2839:1994 with dispersed intermetallic FeCr in the “volume” of the casting mold (CM) during casting by using of Lost-foam casting (LFC-process) allowed to get samples of zero-dimensional cast composite material (CCM) of the system [Al – FeCr]. Metallographic analysis (MGA) showed that the parameters of the microstructure, such as the specific number of σ -phase inclusions and its dispersion, can vary not only along the height of the cast samples, but are also dependent on each other. Mechanical tests of the obtained material showed that not only the height of the composite casting, but also the parameters of its microstructure affect the temporary resistance to rupture, relative elongation and hardness on the Brinell scale. The application of MGA and mechanical tests for the zero-dimensional CCM of the system [Al – FeCr] and, accordingly, for the control casting showed experimentally what a decrease in the average dispersion of σ -phase inclusions from 26.6 μm to 57.1 μm leads to the fact that the temporary resistance to rupture and the relative elongation of the investigated composite decrease from 135 MPa and 2.5 % to 60 MPa and 0.5 %, respectively. At the same time, the increase in the hardness of samples of the zero-dimensional CCM system [Al – FeCr] from 6.923×10^{-1} GPa to 7.885×10^{-1} GPa on the Brinell scale is a consequence of the fact that the average dispersion of σ -phase inclusions in the structure of the studied composite decreases from 26.6 μm to 57.1 μm . The results of the conducted research also made it possible to find out that the increase in the specific number of σ -phase inclusions from 63 mm^{-2} to 263 mm^{-2} is the reason for the increase in the temporary resistance to rupture and the relative elongation of the zero-dimensional CCM of the system [Al – FeCr] from 60 MPa and 0.5 % up to 135 MPa and 2.5 %, respectively. However, the hardness of the composite casting, which was determined according to the Brinell scale, and under the condition that the specific number of σ -phase inclusions in the structure of the zero-dimensional CCM of the system [Al – FeCr] is in the range given above, as a result decreases from 7.885×10^{-1} GPa to 6.923×10^{-1} GPa.

Keywords: Al-matrix, FeCr, σ -phase, reinforcement, dispersed-filled gasmodel, intermetallic reinforcing phase, composite casting, composite strengthening, lost-foam casting (LFC-process), cast composite material of [Al – FeCr] system, metallographic analysis, mechanical trials, mechanical properties, microstructure.

Introduction. The needs of modern industrial production and the rapid dynamics of scientific and technical progress present the main prospects for the use of composite materials (CM). Information on the use of dispersion-reinforced aluminomatrix CM in domestic and foreign developments, analysis of scientific and technical and patent literature show that to date, certain experience has been accumulated in the use of the CM system "Al-alloys – refractory, heat-resistant, hard parts" in tribotechnics. The development of aluminomatrix CM is the very important for aviation and rocket engineering (skinning, spars, panels, etc.). In space technology, these materials are used for components of power structures that heat up during operation. In the automotive industry, it is used to lighten bodies, frames, bumpers, etc. In civil construction, these are spans of bridges, elements of prefabricated structures of high-rise buildings, etc. The filler in the form of reinforcing elements in the bars of CM volume is distributed uniformly or uniformly with a given gradient in the entire cross-section of the Me-matrix. A wide variety of components are chosen as the reinforcing phase (RP): molybdenum, vanadium, aluminum oxide, graphite, borides, carbides, nitrides, carbonitrides, and the like. Wide prospects open up for non-metallic oxygen-free refractory compounds such as carbides and nitrides of boron and silicon, as well as solid refractory oxides of aluminum, zirconium and other metals; silates, intermetallics, various chemical compounds and ceramics [1]. The RP can be presented in the form of sheets or fibers, in which case the CM is anisotropic (two- or one-dimensional, respectively), or in the form of dispersed particles, in which case it is isotropic (zero-dimensional). Highly dispersed particles of the other component are uniformly distributed in the Al-matrix, as a result of which an isotropic structure is formed, which effectively resists plastic deformation.

The cast aluminum alloys (Al-alloys) have become widespread in almost all branches of the national economy, and in aviation and rocketry these alloys play an extremely important role [2]. This was already mentioned earlier. This became possible at a successful combination of high specific strength with good technological and casting properties [3]. However, the low hardness and wear resistance of Al-alloys limit their use in engineering for the production of parts that work in friction nodes and abrasive wear conditions [2-4].

Analysis of literary data and the purpose of the work. To date, a number of technological methods and techniques for improving Al-alloys are known [2-26], in particular foundry ones [2-4, 6, 8-22, 24, 26], among which their reinforcement (composite strengthening) occupies a central place [2, 4, 6, 8, 10, 12, 14-22, 24, 26]. The CCM, obtained on the basis of these alloys, have an optimal microstructure, as well as high hardness and wear resistance [2, 4, 6, 8, 10, 12, 14-22, 24]. However, the dependence of the mechanical characteristics of CCM, in particular zero-dimensional, which were obtained in the "volume" of the CM according to the LFC-process, on the parameters of its microstructure, has not been studied to a sufficient extent. The service and operational properties of zero-dimensional CCM system

[Al – RP] (reinforcing phase – RP) directly depend on this, which will be discussed further.

However, traditional casting methods do not provide composite castings with high dimensional accuracy and minimal allowances for mechanical processing [4, 15, 17]. The most promising method for the production of Al-matrix zero-dimensional CCM's is the LFC-process [6], since its main feature is the use of a gasifiable model (GM), that is, a model that is not removed before filling the CM with liquid metal, defines the main advantages of this technological process in comparison with other methods of casting. In addition, GM can be obtained in the volume of the press-form (i. e. mold) (PF) from prefoamed granular modeling material. These circumstances made it possible to introduce dispersed additives into the composition of GM, and thus to solve a two-fold task – to carry out reinforcing inoculation of the matrix melt [8, 10, 12] in the "volume" of the CM and to carry out the disposal of dust-like waste from the ferroalloy industry. Implantation of the RP in the "body" of the GM in practice is reduced to cold plating of the surface of the foamed granules of the model material with dispersed ferroalloys before they are blown or filled into the volume of the PF [27].

In most cases, expanded polystyrene is used for the manufacture of GM by the autoclave method. It is obtained by two-stage foaming of polystyrene. The physico-chemistry and technology of the process of industrial production of polystyrene is described in detail by the author in the paper [28].

The distribution of dispersed inclusions in the Me-matrix does not change even with a significant increase in temperature, since these inclusions, being separated by the matrix itself, almost do not agglomerate due to diffusion processes. In CM with a Me-matrix, the advantages of structural materials on a metallic basis are combined with the advantages of filler, most often a high-modulus ceramic or intermetallic one. At the moment, dispersion-strengthened CM are used in industry based on almost all alloys of ferrous and non-ferrous metals widely used in technology. An optimal Me-matrix makes it possible to implement high characteristics of the original components and to form a CM that corresponds to the specific conditions of its operation. When choosing a Me-matrix, it is necessary to take into account both the mechanical and operational properties of CM, as well as the manufacturability of the production process of such a material. In practice, the requirements for CM are reduced not only to ensuring the necessary mechanical properties, but also its operational characteristics and reliability, which is associated with high fracture toughness, should also be remembered.

Based on these considerations, the goal of this scientific-research work was formulated and set. It consisted of obtaining samples of the zero-dimensional CCM of the [Al – RP] system, investigating its microstructure and mechanical properties, and also finding out how and to what extent do the mechanical characteristics of the studied CCM depend on the average dispersion and the specific amount of RP inclusions in the structure of the composite casting.

Table 1

Chemical composition [% (mass fraction)] of the control alloy

Alloy type	Alloying elements (Al – base)							
	Si	Mg	Cu	Mn	Ni	Ti	Fe	Cr
AK12 DSTU 2839:1994	11.002	0.028	1.105	0.370	0.025	0.055	0.500	0.015

DSTU 2839:1994 is the State Standard of Ukraine 2839:1994

Since silumin of the eutectic composition of the AK12 type has high casting and technological characteristics [3], samples of the zero-dimensional CCM system [Al – RP] were obtained on the basis of this commercially available alloy with dimensionals, mm: length – 100, width – 10, height – 300. As the RP of the experimental composite, in this scientific work, a dispersed intermetallic FeCr, better known in the alloys of the binary system “Iron – Chromium” as the σ -phase, was used in the amount of 10 % of the mass of the control casting. Thus, in this scientific work, according to the classification [15], we are talking about the zero-dimensional CCM of the [Al – FeCr] system, hereinafter referred to as the CCM of the [Al – FeCr] system.

Research methodology. In order to obtain samples of the CCM of the [Al – FeCr] system, which were mentioned earlier, a cast Al-alloy of the AK12 type was prepared. The test material, the chemical composition of which (Table 1) is given below, was melted in a crucible furnace of the “CAT-025-И2” model. The temperature of the matrix melt is, K: at the outlet from the melting unit – 1053; during mold filling – 1023. Supply of liquid metal into the “volume” of the CM was carried out from above into the side wall of the CM to obtain casting. The supply of liquid metal into the “volume” of the CM was carried out from top side.

Dispersed intermetallic FeCr was obtained from cast samples of a high-chromium Fe-based alloy. For this, the bar material was pre-annealed in a laboratory muffle furnace of model “CHO-2,5.5.2,5/13,6 И1” for the formation and separation of the σ -phase from a solid solution of Cr in Fe and crushed by laboratory crusher of model “Вибротехнік ШД-10 6411-00013” and sieved through sieves. Characteristics of RP: annealing temperature – 1073 K, isothermal exposure time – 3600 s, dispersion – 20 ... 100 μ m, the shape of the particles is scaly, the unevenness factor is 2 ... 5. The chemical composition of RP (Table 2) of the composite casting is presented below.

It was possible to obtain a powder of the specified dispersion by to sieve analysis. For this, a set of laboratory sieves made of braided wire fabric, regulated by DSTU EN 233-2:201_ (EN 233-2:1995, IDT), was used. The average dispersion of σ -phase particles was determined by the formula [29]:

$$\langle d \rangle = \frac{\sum_{i=1}^n m_i d_i}{\sum_{i=1}^n m_i}, \quad (1)$$

where m_i – the mass of the i -th fraction of the powdered σ -phase, kg; d_i – the arithmetic average of the dispersion of the σ -phase particles in the i -th fraction, $\times 10^{-6}$ m.

Depending on the size of the particles (dispersity), the FeCr intermetallic powder, in our case, is, conditionally, a mixture of powders of 2 incomplete groups [29]. Such groups are fine powder (10 ... 40 μ m) and medium-sized powder (40 ... 250 μ m).

The study of the influence of the height of composite castings on mechanical characteristics was carried out according to the original method developed by specialists of the Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine [10, 22]. For this, the cast bars (Table 3) were pre-marked and cut into templates. From the templates, grindstones for MGA at dimensionals – 25×10×50 mm and samples for mechanical tests at dimensionals – 75×10×50 mm were made. The MGA of the [Al – FeCr] CCM samples and their mechanical tests were carried out according to standard methods corresponding to [30, 31]. The method of determining the microstructure parameters of composite castings is also regulated by GOST 1778-70. Methodology for determining temporary resistance to rupture and relative elongation and hardness is corresponds of GOST 1497-84, 9012-59, 25.503-97. The microstructure of the metallographic sections was etched using a water solution of a mixture of mineral (inorganic) acids with the following chemical composition according to [29], % (mass fraction): HF (hydrofluoric acid) – 1.0; HCl (hydrochloric acid) – 1.5; HNO₃ (nitric acid) – 2.5; H₂O (distilled water) – 95.0.

Discussion of the results of the experiment. It has been experimentally determined that the effectiveness of the composite strengthening of cast Al-alloys with dispersed intermetallic FeCr (in particular for the AK12 type) is primarily determined by the microstructure of the CCM system [Al – FeCr], which can be obtained on the basis of these alloys (this alloy). The criteria for evaluation or main parameters of the microstructure of a composite casting are, first of all, the average dispersion and the specific number of inclusions of intermetallic RP. First of

Table 2

Chemical composition [% (mass fraction)] of the reinforcing phase before reinforcement

Material	Alloying elements and impurities (Fe – base)							
	Al	Cu	Mn	Ni	Ti	Cr	Mo	W
Intermetallic FeCr	0.363	0.147	1.105	0.359	0.297	39.951	0.447	0.930

Table 3

Microstructure of the CCM system [Al – FeCr] and its mechanical properties

Index template	Microstructure parameters		Index template	Mechanical characteristics		
	$\bar{D}$, μm	n , mm^{-2}		σ_B , MPa	δ_5 , %	HB, $\times 10^{-1}$ GPa
1-B	27.5	195	1-A	120	2.0	7.110
2-B	26.6	263	2-A	135	2.5	6.923
3-B	35.5	184	3-A	110	1.7	7.277
4-B	50.9	074	4-A	075	1.0	7.679
5-B	57.1	063	5-A	060	0.5	7.885
6-B	45.4	068	6-A	090	1.3	7.522

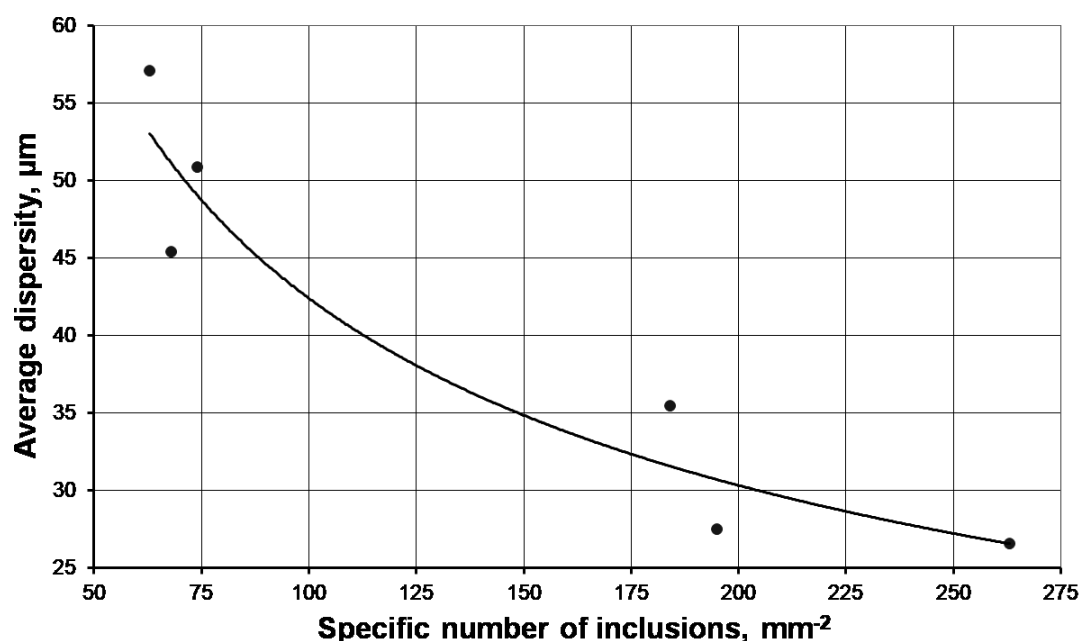
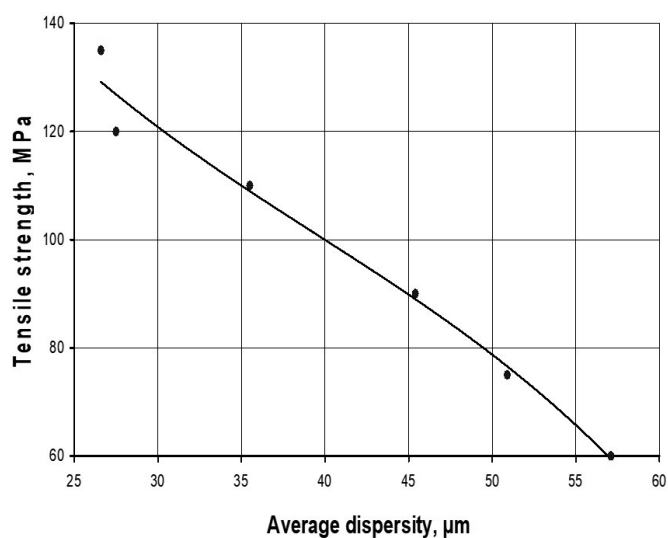


Fig. 1. Specific number of the FeCr intermetallic reinforcing phase inclusions influence on its average dispersion

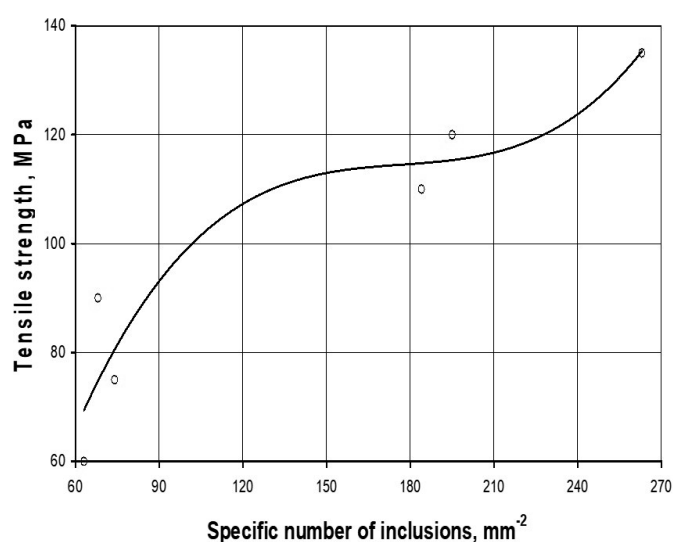
all, the physico-mechanical [10, 14, 22] and special, in particular, tribotechnical [12, 14, 18] properties of the obtained composite depend on these indicators. This was already mentioned earlier.

The above conclusions were reached on the basis of analysis after determining the mechanical characteristics [10, 14, 22] and parameters of the microstructure [2, 8, 16, 18, 20, 22, 24] of the CCM samples of the [Al – FeCr] system, which were carried out in height for composite castings. In order to refute or confirm the hypothesis put forward for discussion, it is necessary to conduct a series of additional studies. This will make it possible to find out how and to what extent the average dispersion, the specific number of inclusions of intermetallic RP affect the temporary resistance to rupture of the material and the relative elongation and hardness of the CCM of the [Al – FeCr] system. In the future, in order to predict the dependence of the mechanical characteristics of the obtained material on the parameters of its microstructure, it is advisable to derive empirical equations through mathematical processing of experimental data, which will allow to analytically describing the functional relationship of independent factors with certain qualitative and quantitative indicators.

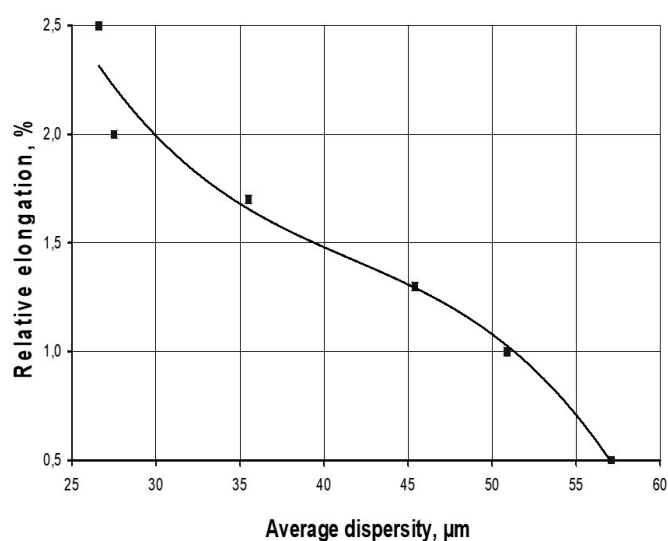
The results of the experimental data (Table 3) showed that the average dispersion and the specific number of inclusions of intermetallic RP not only change along the height of the composite casting, but are also directly functionally dependent. To reveal its nature, we resorted to a graphical interpretation of the results of the conducted experiment (Fig. 1). The analysis showed that the graphic dependence has a power-law character. For example, an increase in the specific number of FeCr intermetallic inclusions from 63 mm^{-2} to 263 mm^{-2} is the reason for an increase in the average dispersion from 53.1 μm to 26.6 μm . Such a phenomenon is a consequence of thermo-physical processes occurring in the process of crystallization during and, accordingly, after filling the volume of the mold. The processes that take place in the system “Al-melt – GM – DI – CM” (that is, which we are talking about) are described in detail by the authors of the research paper [2]. Mathematical processing of the results of the conducted research made it possible to derive an empirical equation ($R^2 = 0.9096$), which analytically describes the influence of the specific number of inclusions of intermetallic RP on its average dispersion in the structure of the CCM system [Al – FeCr]:



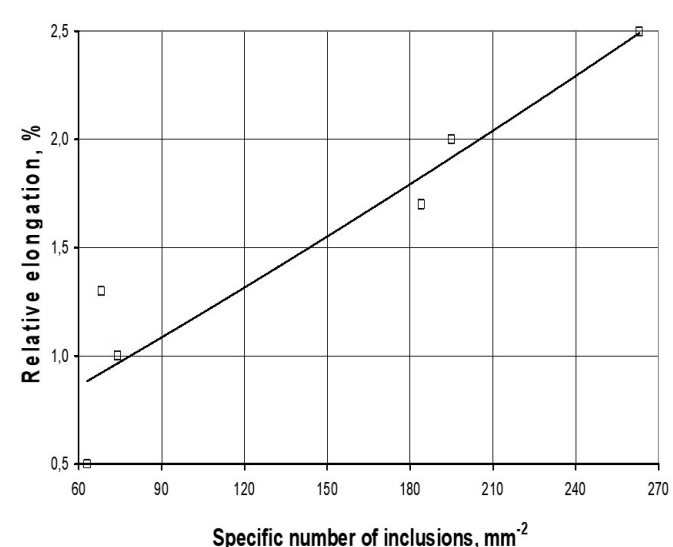
a



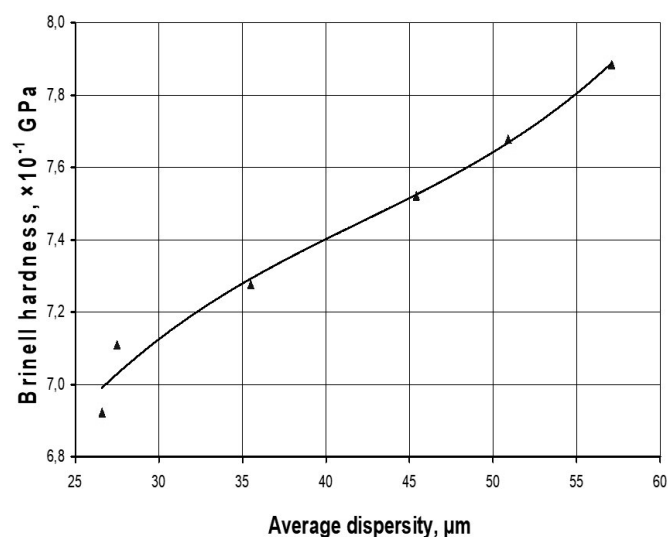
a



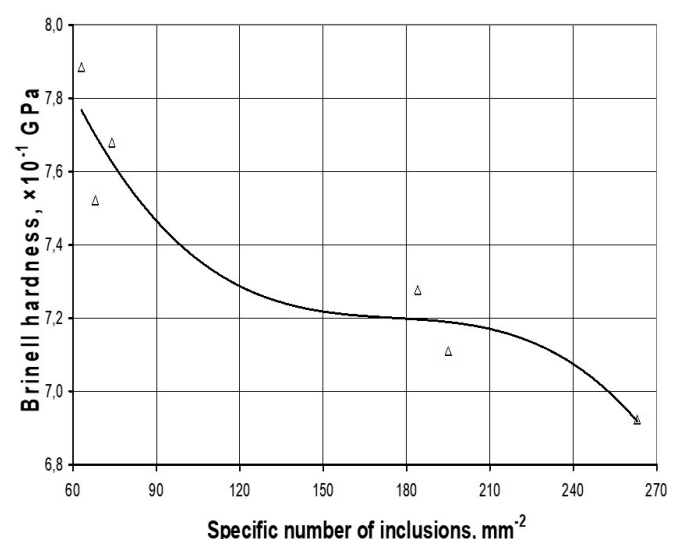
b



b



c



c

Fig. 2. Influence of average dispersion intermetallic reinforcing phase to mechanical characteristics of the CCM system [Al – FeCr]: a – temporary rupture resistance; b – relative elongation; c – Brinell hardness

Fig. 3. Dependence of the mechanical properties of the CCM system [Al – FeCr] on the specific amount of those inclusions of the intermetallic reinforcing phase: a – temporary gap resistance; b – relative elongation; c – Brinell hardness

$$\bar{D} = 394.7 n^{-0.484}, \quad (2)$$

where R^2 – approximation reliability value; $\bar{D}$ – average dispersity of intermetallic RP, μm ; n – specific number of FeCr intermetallic inclusions, mm^{-2} .

The analysis of the results of the experiment (see Table 3) made it possible to find out that there is a functional relationship between the parameters of the microstructure for composite castings and their mechanical properties. Graphical interpretation of the array of experimental data (Fig. 2, 3) showed that this relationship is of polygonal character. In particular [Fig. 2 (a, b)], a decrease in the average dispersion of the σ -phase inclusions from 26.6 μm to 57.1 μm leads to the fact that the temporary breaking strength and relative elongation of the investigated composite decrease from 135 MPa and 2.5 % to 60 MPa and 0.5 %, respectively. Along with this [see Fig. 2 (c)], the increase in the hardness of the samples of the zero-dimensional CCM system [Al – FeCr] from $6,923 \times 10^{-1}$ GPa to $7,885 \times 10^{-1}$ GPa on the Brinell scale is a consequence of the fact that the average dispersion of σ -phase inclusions in the structure of the investigated composite decreases from 26.6 μm to 57.1 μm . The results of the conducted research [see Fig. 3 (a, b)] also made it possible to find out that the increase in the specific number of σ -phase inclusions from 63 mm^{-2} to 263 mm^{-2} is the reason for the increase in the temporary resistance to rupture and the relative elongation of the zero-dimensional CCM of the system [Al – FeCr] from 60 MPa and 0.5 % to 135 MPa and 2.5 %, respectively. However [see Fig. 3 (c)], the hardness of the composite casting, which was determined according to the Brinell scale, and provided that the specific number of σ -phase inclusions in the structure of the zero-dimensional CCM of the system [Al – FeCr] is in the range given above, as a result, it decreases from $7,885 \times 10^{-1}$ GPa to $6,923 \times 10^{-1}$ GPa.

At the same time, the examination of fracture of samples of the studied material after rupture showed that macrograins of CCM system [Al – FeCr] and control Al-alloy AK12 type (DSTU 2839:1994) differ from each other in size and color. In the 1-st case, the studied material has a silvery-white coarse-grained macrostructure, and in the 2-nd – ash-gray fine-grained. Therefore, a preliminary conclusion is suggested that the color and granularity of the fracture of the examined casting from the CCM system [Al – FeCr] is determined by the intermetallic RP, which also has a silver-white color, and in this case, most likely, the fracture of the studied material has a brittle intercrystalline nature [32], which cannot be said about the control cast sample. In addition, this assumption is also confirmed by the fact that the temporary resistance to rupture and the relative elongation of the CCM system [Al – FeCr] are lower, and the hardness is higher than that of the basic Al-alloy of AK12 type (DSTU 2839:1994). However, for the final confirmation of this assumption, it is necessary that the condition of brittle fracture be fulfilled, under which the destructive stress would be no less than that proposed by the authors [32]:

$$\sigma_f = \frac{4 \mu \gamma}{\alpha k \sqrt{l}}, \quad (3)$$

where σ_f – crack initiation stress, MPa; μ – shear modulus, MJ/m²; γ – effective crack surface energy, MJ/m²; α – fraction of dislocation energy, MJ/m; k – proportionality factor ($k = \text{const}$), $m^{-0.5}$; l – length of the sliding strip, m.

Mathematical processing of the research results was reduced to polynomial approximation of the ratios of physical quantities given in tabular form (see Table 3) and made it possible to obtain empirical dependences ($R^2 = 0.9787, 0.967, 0.9824$, respectively) of the mechanical characteristics of the studied material on the average dispersion of intermetallic FeCr particles, distributed in the volume of the composite casting:

$$\sigma_{\sigma}^{[\text{Al} - \text{FeCr}]} = -1.2 \cdot 10^{-3} \cdot \bar{D}^3 + 1.437 \cdot 10^{-1} \cdot \bar{D}^2 - 7.6636 \cdot \bar{D} + 254.11, \quad (4)$$

$$\delta_5^{[\text{Al} - \text{FeCr}]} = -10^{-4} \cdot \bar{D}^3 + 1.42 \cdot 10^{-2} \cdot \bar{D}^2 - 6.262 \cdot 10^{-1} \cdot \bar{D} + 11.044, \quad (5)$$

$$HB_{[\text{Al} - \text{FeCr}]} = 3.0 \cdot 10^{-5} \cdot \bar{D}^3 - 3.7 \cdot 10^{-3} \cdot \bar{D}^2 + 1.801 \cdot 10^{-1} \cdot \bar{D} + 4.2925, \quad (6)$$

as well as the specific number of intermetallic RP inclusions σ -phases in its structure ($R^2 = 0.9016, R^2 = 0.8778, R^2 = 0.907$, respectively):

$$\sigma_{\sigma}^{[\text{Al} - \text{FeCr}]} = 3.0 \cdot 10^{-5} \cdot n^3 - 1.47 \cdot 10^{-2} \cdot n^2 + 2.6356 \cdot n - 45.278, \quad (7)$$

$$\delta_5^{[\text{Al} - \text{FeCr}]} = 3.0 \cdot 10^{-6} \cdot n^2 + 7.0 \cdot 10^{-3} \cdot n + 4.289 \cdot 10^{-1}, \quad (8)$$

$$HB_{[\text{Al} - \text{FeCr}]} = -4.0 \cdot 10^{-7} \cdot n^3 + 2.0 \cdot 10^{-4} \cdot n^2 - 3.4 \cdot 10^{-2} \cdot n + 9.2426, \quad (9)$$

where $\sigma_{\sigma}^{[\text{Al} - \text{FeCr}]}$ – temporary resistance to rupture for the CCM system [Al – FeCr], MPa; $\delta_5^{[\text{Al} - \text{FeCr}]}$ – relative elongation of the CCM system [Al – FeCr], %; $HB_{[\text{Al} - \text{FeCr}]}$ – the hardness of the CCM system [Al – FeCr] according to the Brinell scale, kgf/mm².

This is the influence of the main parameters of microstructure on the mechanical properties of the composite casting can be explained as follows. As the average dispersion of intermetallic RP particles decreases, their total area in the field of the metallographic slide increases, and the total area of the Al-matrix, accordingly, decreases. This, of course, leads to the fact that the hardness of the samples from the CCM system [Al – FeCr], determined according to the Brinell scale, increases somewhat as a result. In particularly, the particles of intermetallic FeCr is the as stress concentrators. In other words, they “cut” and separate the Al-matrix. The lower their average dispersion, the stronger the effect will be. Therefore, the relative elongation, and especially the temporary resistance to rupture of composite castings, will be significantly reduced. An increase in the specific number of inclusions of intermetallic RP is possible under the

condition of a constant concentration of them in the volume of the studied cast sample. There is a relationship between the average dispersion and the specific number of FeCr intermetallic particles, which is clearly shown in fig. 1. It is described using the empirical equation (2). The slope of the line of functional dependence indicates favorable conditions for the appearance of areas with an increased area of the Al-matrix in the field of the metallographic slide. An increase in the area of the areas, as a final result, leads to a certain decrease in the hardness of the CCM system [Al – FeCr] according to the Brinell scale. At the same time, as the specific number of inclusions of intermetallic RP (which has increased dispersion) increases, the Al-matrix of the composite casting is strengthened due to the inhibition of the movement of dislocations of highly dispersed FeCr-based inclusions. These circumstances are the root cause that contributes to the increase in relative elongation, and first of all, the temporary resistance to rupture of the samples for CCM system [Al – FeCr].

Conclusions

With the use of MGA and as a result of mechanical testing of castings from cast Al-alloy AK12 type (DSTU 2839:1994), reinforced with the help of dispersed-filled GM with FeCr intermetalide, it was experimentally proven that:

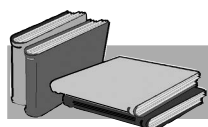
a) there is a functional relationship between the specific number of inclusions of intermetallic RP in the CCM

structure of the [Al – FeCr] system and its average dispersion, and this relationship is of a power-law nature; for example, an increase in the specific number of σ -phase inclusions from 63 mm⁻² to 263 mm⁻² leads to an increase in its average dispersion from 53.1 μ m to 26.6 μ m;

b) as the average dispersion of FeCr intermetallic particles in the volume of composite castings decreases from 26.6 μ m to 57.1 μ m, their Brinell hardness increases from 6.923×10^{-1} GPa to 7.885×10^{-1} GPa, and the relative elongation and temporary rupture resistance, on the other hand, decrease from 2.5 % and 135 MPa to 0.5 % and 60 MPa, respectively;

c) an increase in the specific number of inclusions of intermetallic RP in the structure of cast blanks from 63 mm⁻² to 263 mm⁻² leads to a decrease in the hardness of the CCM [Al – FeCr], determined according to the Brinell scale, from 7.885×10^{-1} GPa to 6.923×10^{-1} GPa, as well as an increase in its relative elongation and an increase in temporary rupture resistance from 0.5 % and 60 MPa to 2.5 % and 135 MPa, respectively;

d) the temporary breaking strength and relative elongation of the composite casting, on average [10], are 16.7 MPa and 1.7 % less than the similar properties of the cast Al-alloy AK12 type (DSTU 2839:1994), respectively, while the hardness according to the Brinell scale of the CCM system [Al – FeCr] exceeds the same characteristic of the cast sample from the control alloy by 1.329×10^{-1} GPa.

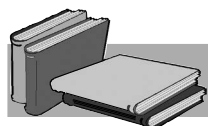


ЛІТЕРАТУРА

1. Chang W.S., Muddle B.C. Trialuminide intermetallic alloys for elevated temperature applications — overview. *Metals and Materials*. 1997. Vol. 3. Iss. 1. P. 1-15. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF03026100>
2. Небожак І.А., Дерев'яно О.В. Структура литого композиційного матеріалу системи [Al – FeCr], отриманого з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується. *Метал та лиття України*. 2021. Т. 29. № 1 (324). С. 70-80. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.01.070>
3. Галдин Н.М. и др. Цветное литье: справ. пособ. /под общ. ред. Н.М. Галдина. Москва: Машиностроение, 1989. 528 с. (Технология литейного производства).
4. Затуловський А.С. Литі композиційні матеріали. URL: http://esu.com.ua/search_articles.php?id=55239 (дата звернення: 27.04.2020).
5. Шишкіна Ю.О. Вдосконалення процесів отримання алюмоматричних композитів на основі системи Al – TiC методами термічного синтезу та гарячого штампування: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.06. Київ: НАН України. ІПМ ім. І.М. Францевича, 2018. 217 с.
6. Takeshi Kobayashi, Toru Maruyama. Thermal Decomposition Behavior of Expandable Pattern Including Blended Metal or Metal Oxide Powder in Evaporative Pattern Casting Of Al – Si System Alloy. *Materials Transactions*. 2003. Vol. 44. No. 11. P. 2404-2409.
7. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Комплексная электронно-ионно-плазменная обработка поверхности алюминия в едином вакуумном цикле. *Известия ВУЗов. Физика*. 2019. Т. 62. № 7. С. 59-68. (Сильноточная электроника и ее применение).
8. Гаврилюк В.П., Шинский О.И., Ткачук И.В., Небожак И.А. Исследование возможности получения монолитных износостойких композиционных отливок и двухслойных отливок с износостойким композиционным слоем по ЛГМ-процессу. *Процессы литья*. 2000. № 3. С. 86-91.
9. Михаленков К.В. Перераспределение титана при кристаллизации алюминия. *Процессы литья*. 2002. № 2. С. 37-41.
10. Небожак І.А., Шинський О.І., Гаврилюк В.П., Панасенко Д.Д. Механические свойства изотропных литых композиционных материалов системы [Al – FeCr], полученных методом литья по газифицируемым моделям. *Процессы литья*. 2004. № 2. С. 83-87.

11. Гзовский К.Ю., Бялик О.М., Голуб Л.В., Кулинич А.А. Микролегирование алюминиевых сплавов Al – Ti – C-лигатурой. *Литейное производство*. 2001. № 4. С. 15-17.
12. Небожак І.А., Новицький В.Г., Шинський О.Й., Гаврилюк В.П. Триботехнічні властивості сплаву АК 12, армованого дисперсним інтерметалідом FeCr. *Металознавство та обробка металів*. 2004. № 2. С. 62-70.
13. Михаленков К.В., Чернега Д.Ф. Модифицирование алюминия титаном, цирконием и лигатурами AlTiB и AlTiC. *Литейное производство*. 2001. № 4. С. 17-20.
14. Небожак І.А., Небожак Я.І., Пересенчук В.В., Шинський О.Й. Дослідно-експериментальна партія виливків, отриманих за допомогою дисперсно-наповнених моделей, що газифікуються. *Метал та лиття України*. 2021. Т. 29. № 4 (327). С. 78-84. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.04.078>
15. Затуловский С.С., Кезик В.Я., Иванова Р.К. Литые композиционные материалы. Киев: Техника, 1990. 240 с.
16. Небожак І.А. Особенности структурообразования железоуглеродистых и цветных сплавов, обработанных ферродобавками в «полости» литейной формы по ГАМОЛИВ-процессу. *Литейное производство в новом веке — как победить в конкуренции: тезисы докл. Междунар. науч.-тех. конгресса*. Киев: Редакция журнала «Процессы литья» при участии МП «Информлитъ», 2002. С. 13-14.
17. Шумихин В.С., Щерецкий А.А., Лахненко В.Л. Влияние дисперсных частиц на структуру металлической матрицы композиционных материалов на основе алюминия. *Процессы литья*. 2002. № 2. С. 33-37.
18. Небожак І.А. Влияние армирования дисперсным интерметаллидом FeCr, имплантированным в газифицируемую модель, на структуру и триботехнические свойства сплава АК12. *Литейное производство: высококачественные отливки на основе эффективных технологий: тезисы докл. Междунар. науч.-тех. конгресса*. Киев: Редакция журнала «Процессы литья» при участии МП «Информлитъ», 2004. С. 86-87.
19. Белоусов Н.Н. Литье с кристаллизацией под давлением композитов на алюминиевой основе. *Литейное производство*. 1992. № 6. С. 14-16.
20. Ivan A. Nebozhak, Viktor G. Novytsky, Oleg I. Shynsky, Vladimir P. Havryliuk. Wear Rate Of Aluminum Alloys Reinforced By Means of Dispersed Intermetallic Compound Fe-Cr Under Dry Friction. *Proceedings of WTC2005 World Tribology Congress III*. Washington, 2005. WTC2005-63062. P. 1-2.
21. Курганова Ю.А. и др. Технология получения перспективного алюмоматричного композиционного материала с дискретными волокнами Al₂O₃. *Технология металлов*. 2019. № 10. С. 22-27 (Новые материалы. Технология композиционных материалов).
22. Небожак І.А. Влияние армирования дисперсным интерметаллидом FeCr, имплантированным в газифицируемую модель, на структуру и механические свойства сплава АК12. *Литье-2016: тезисы докл. XII Междунар. науч.-практ. конф.* Запорожье, 2016. С. 166-168.
23. Oleksandr I. Raychenko, Oleksandr V. Derevyanko, Victor P. Popov. Analysis of diffusion from an inclusion in a current-carrying liquid metal. *Progress in Computational Fluid Dynamics*. 2004. Vol. 4. No. 2. P. 92-98. DOI: <https://doi.org/10.1504/PCFD.2004.003790>
24. Небожак І.А., Шинський О.Й. Параметри трибоструктури ЛКМ системи [Al – FeCr], отриманого за допомогою дисперсно-наповненої газомоделі. *Литве. Металургія. 2021: матеріали XVII Міжнар. наук.-практ. конф. (18-20 трав. 2021 р., м. Запоріжжя) / під заг. ред. д.т.н., проф. О.І. Пономаренко*. Запоріжжя: АА ТанDEM, 2021. С. 128-130.
25. Райченко А.И. и др. Активизирующее действие электрического тока на проникновение расплавленного металла вглубь поверхностных дефектов материалов различной физической природы. *Порошковая металлургия*. 2003. № 3-4. С. 124-128.
26. Небожак І.А., Шинський О.Й. Характер зв'язку між структурними складовими ЛКМ системи [Al – FeCr], отриманого у «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом. *Литве. Металургія. 2021: матеріали XVII Міжнар. наук.-практ. конф. (18-20 трав. 2021 р., м. Запоріжжя) / під заг. ред. д.т.н., проф. О.І. Пономаренко*. Запоріжжя: АА ТанDEM, 2021. С. 131-134.
27. Шинський О.Й., Вишнякова Л.П., Плотнікова В.Н., Князєв Є.Ф. Спосіб виготовлення моделей із пінополістиролу / НАН України. Ін-т пробл. лиття (Україна): пат. 244 Україна: МКІЗ В22С7/02, В22С3/00. № 3493216/22-02; заявл. 15.01.93; опубл. 30.04.93, Бюл. № 1; пріоритет 27.09.82, № 1079340 А1 (СССР). 1 с.
28. Павлов В.А. Пенополистирол. Москва: Химия, 1973. 240 с.
29. Властивості металевих порошків. URL: https://elib.lntu.edu.ua/sites/default/files/elib_upload/садова/page13.html (дата звернення: 28.12.2022).
30. Масленников Ф.И. Лабораторный практикум по металловедению. 3-е изд., перераб. и доп. Москва: Машгиз, 1961. 268 с.
31. Антонова Г.В., Вершков О.О., Бондаренко Л.Ю., Чаплинский А.П. Механічні випробування матеріалів: навч.-метод. посібн. для викон. лаб. роб. Мелітополь: ТДАТУ, 2020. Ч. 1. 112 с.
32. Микин Дж., Петч Н. Атомные аспекты разрушения. Разрушение твердых тел: труды Междунар. конф.: пер. с англ. Москва: Металлургия, 1967. С. 198-221.

Надійшла 21.03.2023



REFERENCES

1. Chang, W.S., Muddle, B.C. (1997). Trialuminide intermetallic alloys for elevated temperature applications — overview. *Metals and Materials*, vol. 3, iss. 1, pp. 1-15, doi: <https://doi.org/10.1007/BF03026100>
2. Nebozhak, I.A., Derev'yanko, O.V. (2021). Structure of the cast composite material for [Al – FeCr], obtained by application of dispersionally filled gasifying model. *Metal and Casting of Ukraine*, vol. 29, no. 1 (324), pp. 70-80, doi: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.01.070> [in Ukrainian].
3. Galdin, N.M. et al. (1989). Colored casting: Handbook; under total. ed. By N.M. Galdin. Moscow: Mashinostroenie, 528 p. (Foundry technology) [in Russian].
4. Zatulovsky, A.S. Casting composite materials. URL: http://esu.com.ua/search_articles.php?id=55239 (last accessed: 27.04.2020) [in Ukrainian].
5. Shishkina, Yu.O. (2018). Improvement of processes for obtaining aluminos-matrix composites based on the system Al – TiC by methods of thermal synthesis and hot stamping: thesis ... candidate of technical sciences: 05.16.06. Kyiv: NAS of Ukraine. IPM named after I.M. Frantsevich, 217 p. [in Ukrainian].
6. Takeshi Kobayashi, Toru Maruyama (2003). Thermal Decomposition Behavior of Expandable Pattern Including Blended Metal or Metal Oxide Powder in Evaporative Pattern Casting Of Al – Si System Alloy. *Materials Transactions*, vol. 44, no. 11, pp. 2404-2409.
7. Koval, N.N., Ivanov, Yu.F. (2019). Complex electron-ion-plasma treatment of aluminum surface in a single vacuum cycle. *Izvestiya VUZov. Physics*, vol. 62, no. 7, pp. 59-68 [in Russian].
8. Gavriluk, V.P., Shinsky, O.I., Tkachuk, I.V., Nebozhak, I.A. (2000). Study of the possibility of obtaining monolithic wear-resistant composite castings and two-layer castings with a wear-resistant composite layer by the casting on gasifiable models. *Casting processes*, no. 3, pp. 86-91 [in Russian].
9. Mikhalekov, K.V. (2002). Redistribution of titanium during the crystallization of aluminum. *Casting processes*, no. 2, pp. 37-41 [in Russian].
10. Nebozhak, I.A., Shinsky, O.I., Gavriluk, V.P., Panasenko, D.D. (2004). Mechanical properties of isotropic cast composite materials of the [Al – FeCr] system obtained by casting according to gasified models. *Casting processes*, no. 2, pp. 83-87 [in Russian].
11. Gzovsky, K.Yu., Byalik, O.M., Golub, L.V., Kulinich, A.A. (2001). Microalloying of aluminum alloys with Al – Ti – C alloy. *Foundry. Technologies and Equipment*, no. 4, pp. 15-17 [in Russian].
12. Nebozhak, I.A., Novitskiy, V.G., Shinsky, O.Y., Gavriluk, V.P. (2004). Tribotechnical power of AK12 alloy reinforced with dispersed intermetal FeCr. *Scientific Technical Journal Metal Science & Treatment of Metals*, no. 2, pp. 62-70 [in Ukrainian].
13. Mikhalekov, K.V., Chernega, D.F. (2001). Modification of aluminum with titanium, zirconium and AlTiB and AlTiC ligatures. *Foundry. Technologies and Equipment*, no. 4, pp. 17-20 [in Russian].
14. Nebozhak, I.A., Nebozhak, Ya.I., Peresenchuk, V.V., Shyns'ky, O.Y. (2021). Experimental batch of castings obtained by dispersion-filled evaporative models. *Metal and Casting of Ukraine*, vol. 29, no. 4 (327), pp. 78-84, doi: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.04.078> [in Ukrainian].
15. Zatulovsky, S.S., Kezik, V.Ya., Ivanova, R.K. (1990). Cast composite materials. Kyiv: Tekhnika, 240 p. [in Russian].
16. Nebozhak, I.A. (2002). Features of the structure formation of iron-carbon and non-ferrous alloys treated with ferroadditives in the "cavity" of the casting mold according to the GAMOLIV-process. *Foundry in the new century — how to beat the competition: abstracts International sci.-tech. congress*. Kyiv: Editorial Board of the journal "Casting Processes" with the participation of MP "Informlit'e", pp. 13-14 [in Russian].
17. Shumikhin, V.S., Shheretskiy, A.A., Lakhnenko, V.L. (2002). Influence of dispersed particles on the structure of the metal matrix of aluminum-based composite materials. *Casting processes*, no. 2, pp. 33-37 [in Russian].
18. Nebozhak, I.A. (2004). Effect of reinforcement with dispersed FeCr intermetallic compound implanted in a gasified model on the structure and tribological properties of the AK12 alloy. *Foundry: high-quality castings based on efficient technologies: abstracts International sci.-tech. congress*. Kyiv: Editorial Board of the journal "Casting Processes" with the participation of MP "Informlit'e", pp. 86-87 [in Russian].
19. Belousov, N.N. (1992). Casting with crystallization under pressure of aluminum-based composites. *Foundry. Technologies and Equipment*, no. 6, pp. 14-16 [in Russian].
20. Ivan A. Nebozhak, Viktor G. Novytskyy, Oleg I. Shynsky, Vladimir P. Havryliuk (2005). Wear Rate of Aluminum Alloys Reinforced By Means of Dispersed Intermetallic Compound Fe-Cr Under Dry Friction. *Proceedings of WTC2005 World Tribology Congress III*. Washington, 2005. WTC2005-63062, pp. 1-2.
21. Kurganova, Yu.A. et al. (2019). Technology of obtaining a promising aluminum-matrix composite material with discrete fibers Al₂O₃. *Technology of metals*, no. 10, pp. 22-27 (New materials. Technology of composite materials) [in Russian].
22. Nebozhak, I.A. (2016). Effect of reinforcement with dispersed FeCr intermetallic compound implanted in a gasified model on the structure and mechanical properties of the AK12 alloy. *Casting-2016: abstracts of reports. XII Intern. scientific-practical. conf.* Zaporozhye, 2016, pp. 166-168 [in Russian].

23. Oleksandr I. Raychenko, Oleksandr V. Derevyanko, Victor P. Popov (2004). Analysis of diffusion from an inclusion in a current-carrying liquid metal. *Progress in Computational Fluid Dynamics*, vol. 4, no. 2, pp. 92-98, doi: <https://doi.org/10.1504/PCFD.2004.003790>.
24. Nebozhak, I.A., Shinsky, O.Y. (2021). Parameters of the tribostructure of the LCM of the [Al – FeCr] system obtained using the dispersed-filled gas model. *Casting. Metallurgy. 2021: materials of the XVII International science and practice conf. (May 18-20, 2021, Zaporizhzhia)* / under general ed. Ph.D., prof. O.I. Ponomarenko. Zaporizhzhia: AA Tandem, 2021, pp. 128-130 [in Ukrainian].
25. Raichenko, A.I. et al. (2003). Activating action of electric current on penetration of melt metal into surface defects of materials of various physical origin. *Powder Metallurgy*, no. 3-4, pp. 124-128 [in Russian].
26. Nebozhak, I.A., Shinsky, O.Y. (2021). Parameters of the tribostructure of the LCM of the [Al – FeCr] system obtained using the dispersed-filled gas model. *Casting. Metallurgy. 2021: materials of the XVII International science and practice conf. (2021 May 18-20, Zaporizhzhia)* under general ed. Ph.D., prof. O.I. Ponomarenko. Zaporizhzhia: AA Tandem, 2021, pp. 131-134 [in Ukrainian].
27. Shinsky, O.Y., Vyshnyakova, L.P., Plotnikova, V.N., Knyazev, Ye.F. (1993). The method of making models from polystyrene foam / National Academy of Sciences of Ukraine. Institute of Problems casting (Ukraine): pat. 244 Ukraine: MKI3 B22C7/02, B22C3/00. No. 3493216/22-02; statement 15.01.93; published 04/30/93, Bull. No. 1; priority 09/27/82, No. 1079340 A1 (USSR), 1 p. [in Ukrainian].
28. Pavlov, V.A. (1973). Styrofoam. Moscow: Khimiya, 240 p. [in Russian].
29. Properties of metal powders. URL: https://elib.intu.edu.ua/sites/default/files/elib_upload/садова/page13.html (last accessed: 28.12.2022) [in Ukrainian].
30. Maslennikov, F.I. (1961). Laboratory workshop on metallurgy. 3-rd ed., revised and added. Moscow: Mashgiz, 268 p. [in Russian].
31. Antonova, G.V., Vershkov, O.O., Bondarenko, L.Yu., Chaplins'ky, A.P. (2020). Mechanical tests of materials: educational method manual for execution laboratory works. Melitopol: TDATU, part 1, 112 p. [in Ukrainian].
32. Meakin, J., Petch, N. (1967). Atomic aspects of destruction. *Destruction of Solids: Materials of the Intern. conf.: transl. from English*. Moscow: Metallurgiya, pp. 198-221 [in Russian].

Received 21.03.2023

Анотація

І.А. Небожак¹, пров. інженер, e-mail: nebozhak@ukr.net,
<https://orcid.org/0000-0002-0291-8144>

О.В. Дерев'янюк², канд. техн. наук, ст. наук. співр.,
 e-mail: alederevyanko@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-2345-7869>

А.М. Верховлюк¹, д-р техн. наук, проф., зав. відділу,
 e-mail: anatoliivervkhovliuk@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-2670-4052>

Д.С. Каніболоцький¹, канд. хім. наук, ст. наук. співр.,
 e-mail: kanibolotsky@univ.kiev.ua

В.Г. Новицький¹, канд. техн. наук, пров. наук. співр.,
 e-mail: v_novytskyu@ukr.net

¹Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
 (Київ, Україна)

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН
 України (Київ, Україна)

Вплив параметрів мікроструктури литого композиційного матеріалу системи [Al – FeCr], отриманого у «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом, на його механічні характеристики

Авторами проведено глибокий аналіз вітчизняних та зарубіжних літературних даних, а також сформульовано й поставлено ними мету цієї науково-дослідної роботи (НДР). Шляхом інокулювання ливарного Al-сплаву марки АК12 ДСТУ 2839:1994 дисперсним інтерметалідом FeCr у «порожнині» ливарної форми (ЛФ) при литті за моделями, що газифікуються, (за ЛГМ-процесом) одержали зразки нульмірного литого композиційного матеріалу (ЛКМ) системи [Al – FeCr]. За допомогою металографічного аналізу (МГА) було доведено, що параметри мікроструктури (питома кількість включень σ-фази та її дисперсність) залежать один від одного. Результати механічних випробувань досліджуваного матеріалу показали, що на механічні характеристики (тимчасовий опір розриву, відносне видовження і твердість за

шкалою Брінелля) впливають не лише висота композитного виливка, що було доведено раніше, а й параметри його мікроструктури. Із застосуванням МГА та в результаті механічних випробувань зразків нульмірного ЛКМ системи [Al – FeCr] було експериментально доведено, що зниження середньої дисперсності включень σ -фази від 26,6 мкм до 57,1 мкм призводить до того, що тимчасовий опір розриву й відносне видовження досліджуваного композиту зменшуються від 135 МПа й 2,5 % до 60 МПа й 0,5 %, відповідно. Разом із цим, підвищення твердості зразків нульмірного ЛКМ системи [Al – FeCr] від $6,923 \times 10^{-1}$ ГПа до $7,885 \times 10^{-1}$ ГПа за шкалою Брінелля є наслідком того, що середня дисперсність включень σ -фази в структурі досліджуваного композиту знижується від 26,6 мкм до 57,1 мкм. Результати проведених досліджень дозволили також з'ясувати, що збільшення питомої кількості включень σ -фази від 63 мм^2 до 263 мм^2 є причиною зростання тимчасового опору розриву та відносного видовження нульмірного ЛКМ системи [Al – FeCr] від 60 МПа та 0,5 % до 135 МПа та 2,5 %, відповідно. Проте, твердість композитного виливка, яка була визначена за шкалою Брінелля, і за умови, що питома кількість включень σ -фази в структурі нульмірного ЛКМ системи [Al – FeCr] знаходиться у діапазоні, наведеному вище, в результаті знижується від $7,885 \times 10^{-1}$ ГПа до $6,923 \times 10^{-1}$ ГПа.

Ключові слова

Al-матриця, FeCr, σ -фаза, армування, дисперсно-наповнена газмодель, інтерметалідна армуюча фаза, композитний виливок, композиційне зміцнення, ЛГМ-процес, ЛКМ системи [Al – FeCr], металографічний аналіз, механічні випробування, механічні властивості, мікроструктура.

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 2 (333), 62-68

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.062>

УДК 621.762

А.В. Мініцький, д-р техн. наук, проф., проф. кафедри, e-mail: aminitsky@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0001-5767-4071>, Web of Science ResearcherID: AAK-1245-2020

М.М. Ямшинський, д-р техн. наук, доц., зав. кафедри, e-mail: yamshinskiy@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-2293-2939>, Web of Science ResearcherID: I-4267-2017

Є.Г. Биба, канд. техн. наук, доц., доц. кафедри, e-mail: byba.evgen@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1696-300X>, Web of Science ResearcherID: AAK-1757-2020

Н.В. Мініцька, канд. техн. наук, доц., доц. кафедри, e-mail: minitska27@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-5156-7328>, Web of Science ResearcherID: GRX-7301-2022

К.В. Поліщук, аспірант, e-mail: kirillpolishchuk25@gmail.com, <https://orcid.org/0009-0005-2309-1990>

І.В. Лук'яненко, канд. техн. наук, доц. кафедри, e-mail: lukianenkoiv@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1043-9688>, Web of Science ResearcherID: J-7294-2017

Б.В. Кивгило, аспірант, e-mail: kyvhylo.bohdan@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0001-5890-9020>

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (Київ, Україна)

Вплив умов спікання на структуроутворення композиційних матеріалів на основі вольфраму

Застосування важких сплавів з вольфраму є необхідним для багатьох галузей, оскільки такі сплави ідеально підходять для різноманітних виробів через високу густину вольфраму. Основною проблемою при створенні таких сплавів є необхідність застосування високих температур спікання, що значно ускладнює технологію отримання вольфрамових сплавів. Для зниження температур спікання вольфрамових сплавів до їх складу вводять легуючі елементи, що активують процеси спікання при нижчих температурах (нікель, залізо та мідь). Основною задачею при формуванні структури та властивостей сплавів на основі вольфраму є забезпечення умов спікання в присутності рідкої фази, що сприяє утворенню міцного каркасу в структурі матеріалу та високій густині композиту.

Досліджено різні способи отримання сплавів на основі вольфраму та вивчено вплив хімічного складу легуючих добавок на умови процесу спікання. Встановлено вплив тиску пресування та допресування на пористість пресовок на основі вольфраму. Показано, що в діапазоні тисків 200-700 МПа, максимальне ущільнення порошку вольфраму відбувається при тисках 500-550 МПа, що забезпечує пористість на рівні 35-37 %. Показано відмінність механізмів спікання систем W-Ni та W-Fe за температури 1350 °C, яка є достатньою для проходження рідкофазного спікання з нікелевою зв'язкою, та є низькою для залізної зв'язки.

Досліджено процес інфільтрації пористого каркасу із вольфрамового сплаву розплавом міді, що отримано із відходів металообробки. Визначено умови, що забезпечують повне просочування вольфрамового каркасу міддю за температури 1200 °C і дозволяють отримати безпористий матеріал.

Результати роботи можуть бути використанні при створенні виробів на основі вольфраму з високою питомою вагою та густиною, в тому числі із відходів металообробки, що значно здешевлює такі матеріали.

Ключові слова: порошок, вольфрам, нікель, мідь, залізо, пресування, спікання, пористість, просочування, стружка, допресування, густина.

Вступ. Сплави на основі вольфраму мають унікальне поєднання густини, механічної міцності, оброблюваності та корозійної стійкості, що дозволяє застосовувати їх для протитупа, інерційних мас, радіаційного захисту, боеприпасів тощо [1]. Широке коло застосувань вольфрамових сплавів пояснюється великою густиною і щільністю, що наближується до чистого вольфраму ($19,3 \text{ г/см}^3$). Матеріали на основі важких сплавів виготовляються методом порошкової металургії з дрібних металевих порошків високої чистоти, які формують під тиском з наданням форми, що є близькою до геометрії кінцевого виробу. Використовуючи цей підхід, реалізується економія матеріалу за рахунок усунення операції механічного оброблення. Проте, недоліком таких сплавів є необхідність застосування високих температур спікання, що значно ускладнює технологію їх отримання. Для зниження температур спікання важких сплавів до їх складу вводять легуючі елементи (нікель, залізо, мідь), що активують процеси спікання при більш низьких температурних режимах [2]. Загальною технологічною проблемою застосування активуючих присадок є велика різниця їх густини порівняно з вольфрамом, що ускладнює процес легування і забезпечення рівномірного розподілу по об'єму матеріалу. Для рівномірного розподілу легуючих елементів зазвичай застосовують багатогодинні операції розмелу в кульових млинах, що значно збільшує собівартість таких сумішей та підвищує енергетичні затрати при виробництві. Одним із більш економічних і швидких способів введення легуючих добавок є плакування порошку вольфраму шляхом нанесення на його поверхню покриття методом хімічного осадження із розчинів [3]. При цьому рівномірність нанесення покриттів суттєво залежить як від технологічних параметрів процесу осадження, так і від форми та розмірів вихідних порошків вольфраму, що вносить певні обмеження для застосування даного способу у виробничу практику. Тому, основними операціями виготовлення сплавів на основі вольфраму є змішування порошків вольфраму з легуючими елементами, пресування та спікання.

В практиці порошкової металургії порошок вольфраму ущільнюють у формі штапиків в розбірних прес-формах при низьких тисках 150-200 МПа, до пористості заготовок не менше 50 %. Наступною технологічною операцією, замість спікання, є багатократне ротаційне кування, що забезпечує високу щільність. Іншими методами, що забезпечують високу щільність, є технологія гарячого пресування у графітових прес-формах, або гаряче ізостатичне пресування в оболонках у газостатах при температурах 1500-1700 °C з витримкою до 4-5 годин [4]. Також застосовують технологію ударного пресування при температурах в діапазоні 800-1640 °C [5]. Однак, дані високоенергетичні технології вимагають використання спеціального устаткування та прес-оснастки, що не є виправданим з точки зору як дослідницької, так і виробничої практики. Іншим недоліком даних методів є те, що ущільнення пресовок із порошку вольфраму відбувається в умовах нагріву з великим часом ізотермічної витримки. Практично відсутня інформація

щодо статичного пресування порошку вольфраму в широкому діапазоні тисків з використанням відпалу та допресування.

Принциповою технологічною операцією при виготовленні сплавів на основі вольфраму є спікання, при якому формується структура та властивості матеріалу. Максимальних значень щільності, міцності і пластичності можна досягти при оптимальному режимі спікання (температура, час ізотермічної витримки та швидкість охолодження). У процесі спікання цементуючі зв'язки Cu-Ni і Ni-Fe утворюють рідку фазу, в якій вольфрам частково розчиняється [6]. Внаслідок цього при спіканні відбувається перекристалізація частинок вольфраму через рідку фазу і зростання частинок. При цьому, спікання в присутності рідкої фази визначає певні умови для отримання високої щільності: забезпечення необхідної мінімальної кількості рідкої фази, достатня розчинність твердої фази в рідкій складовій сплав, а також повне змочування твердої фази рідиною.

Метою роботи є вивчення впливу технологічних режимів та хімічного складу на структуру та властивості сплавів на основі вольфраму з добавками нікелю, міді та заліза.

Постановка задачі. В роботі поставлено наступні задачі досліджень:

1. Дослідити процес ущільнення порошків суміші на основі вольфраму при статичному пресуванні, відпалу та допресуванні.
2. Дослідити процес спікання матеріалів систем вольфрам — нікель, вольфрам — залізо та вольфрам — нікель — залізо — мідь.
3. Дослідити структуру та властивості сплавів на основі вольфраму залежно від умов спікання.

Результати дослідження. В роботі було використано два різних способи створення матеріалів на основі вольфраму: 1) пресування суміші порошків вольфраму, нікелю та заліза з наступним спіканням за температур 1300-1350 °C, 2) пресування стружки сплаву вольфрам — нікель — залізо з формуванням пористого каркасу та наступне просочування каркасу розплавом міді за температури 1200 °C.

На першому етапі роботи проводили дослідження ущільнення порошку вольфраму в умовах статичного пресування на гідравлічному пресі у розбірній прес-формі з діаметром робочого каналу 10 мм, при тиску 200-700 МПа. Було встановлено, що в діапазоні тисків 200-700 МПа, максимальне ущільнення порошку вольфраму відбувається до тиску 550 МПа і забезпечує пористість на рівні 35-37 %, подальше збільшення тиску призводить до часткового руйнування брикетів і збільшення пористості (рис. 1). Це може пояснюватися тим, що ущільнення вольфрамового порошку відбувається переважно за рахунок переміщення частинок без процесів пластичної деформації. Тому, зростання тиску призводить до збільшення контакту між частинками, зростання тертя та запирання частинок, що призводить до розтріскування і руйнування брикетів. Відпал зразків у водні за температури 900 °C протягом 60 хвилин призводить до часткового збільшення пористості, що пояснюється процесами

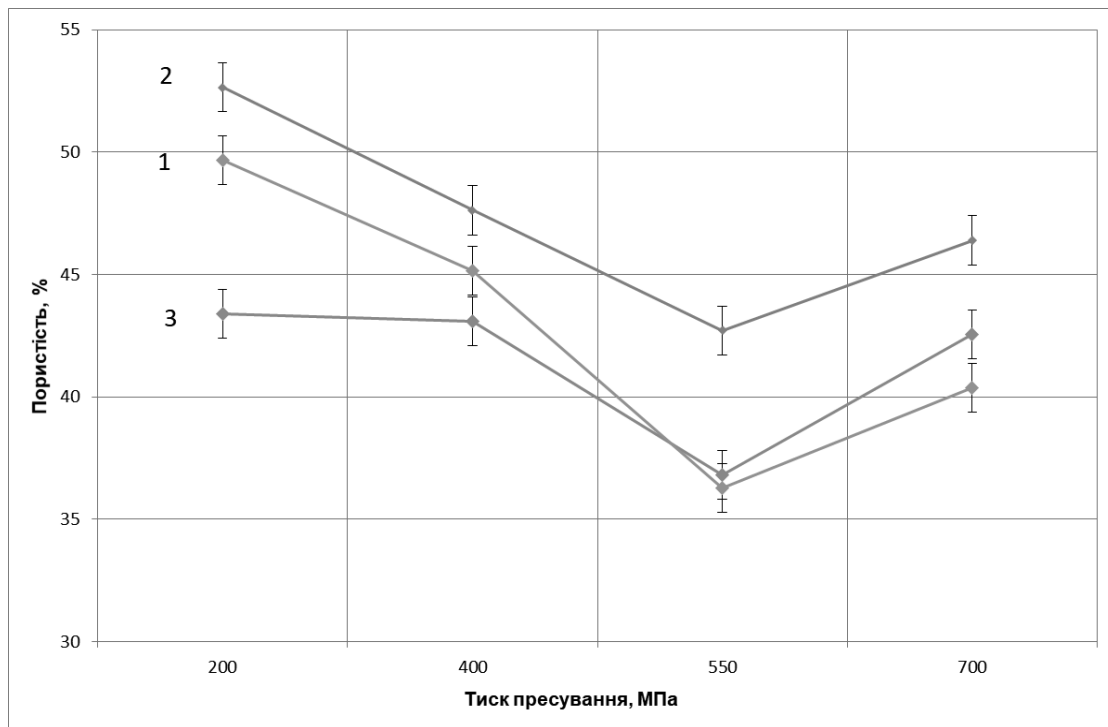


Рис. 1. Залежність пористості пресовок із порошку вольфраму від тиску пресування: 1 — після пресування; 2 — після відпалу; 3 — після допресування

відновлення оксидних плівок та зменшенням маси брикетів. Проведення додаткової операції допресування відпалених пресовок при тиску 700 МПа, призводить до закономірного зниження пористості на 5-7 %, що обумовлено збільшенням пластичності пресовок після відпалу через зняття деформаційного зміцнення після пресування. Таким чином, встановлено, що мінімальна пористість пресовок із важких сплавів перед спіканням становить 35-37 %. Тому подальші дослідження проводили при використанні тиску пресування 550 МПа.

Суміші порошків вольфраму з добавками нікелю та заліза в кількості 10 %мас. готували у барабанному змішувачі протягом 10 годин, після цього проводили операції пресування, відпалу, допресування та спікання у вакуумі за температури 1350 °С протягом 60 хвилин. Як показали результати вимірювань, об'ємна усадка зразків системи W-Ni склала близько 30 %, що забезпечило пористість близько 5-7 %, для системи W-Fe об'ємна усадка зразків при даних режимах спікання становить лише 20 %, що обумовило велику залишкову пористість на рівні 15-17 % (рис. 2).

Результати металографічних досліджень показали, що в процесі спікання двох систем W-Ni та W-Fe є принципові відмінності. Системи W-Ni характеризується сфероїдальною мікроструктурою, що складається із округлих зерен вольфраму, який оточений металевою зв'язкою на основі нікелю, що містить деяку кількість розчиненого вольфраму (рис. 3, а). Дана структура формується за рахунок процесів перекристалізації частинок вольфраму через рідку фазу. Цей механізм формування структури підтверджує значний ріст зерен вольфраму, частинки якого у вихідному стані мають розмір близько 10-15 мкм, а після спікання зростають до розміру 40-50 мкм.

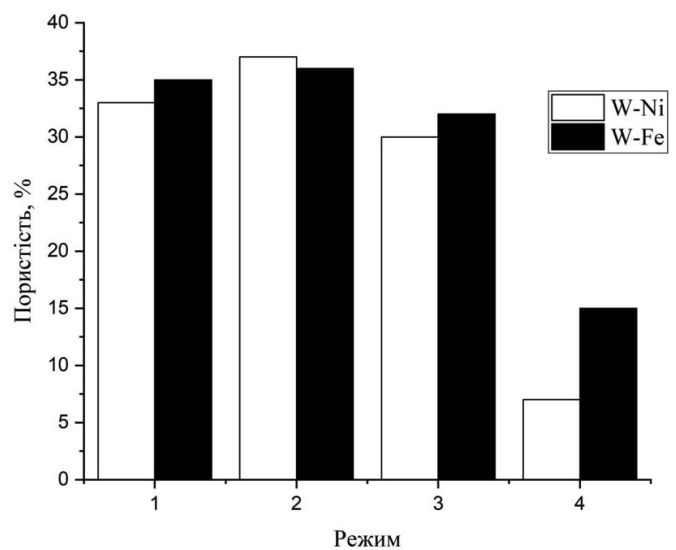
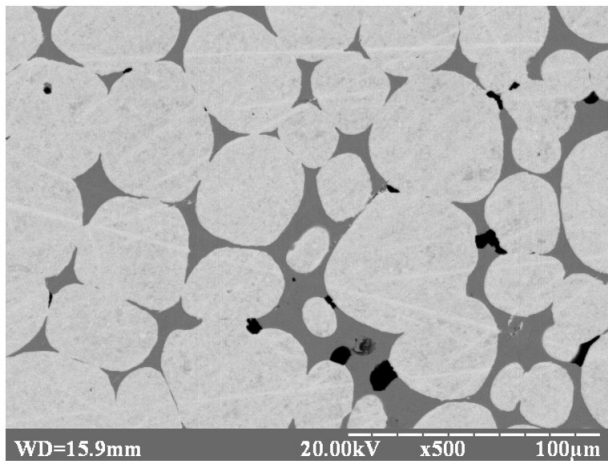


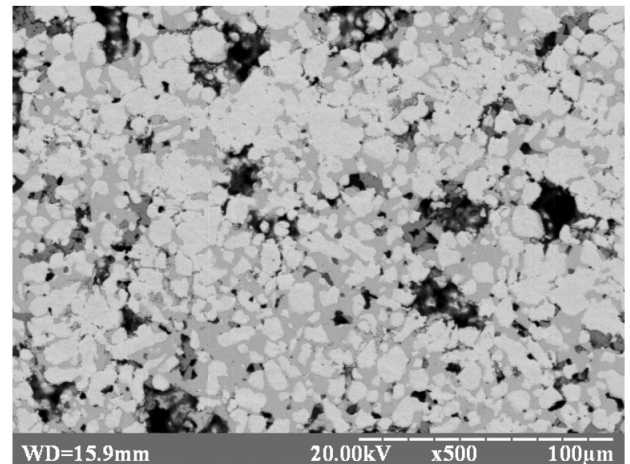
Рис. 2. Залежність пористості пресовок із сумішей порошків вольфрам — нікель та вольфрам — залізо від тиску пресування: 1 — після пресування; 2 — після відпалу; 3 — після допресування; 4 — після спікання

Для системи W-Fe спостерігається інший механізм спікання: формування матеріалу відбувається за рахунок припікання частинок заліза і вольфраму в місцях контакту, що відбувається практично в умовах твердофазного спікання. Аналіз мікроструктури показав наявність великого об'єму залишкової пористості, що обумовлено низькою взаємодією між вольфрамом та залізом (рис. 3, б). Відповідно для даної системи необхідно забезпечувати більш високу температуру спікання та більший час ізотермічної витримки.

На другому етапі роботи було отримано матеріал на основі системи W-Ni-Fe-Cu, який формували із від-

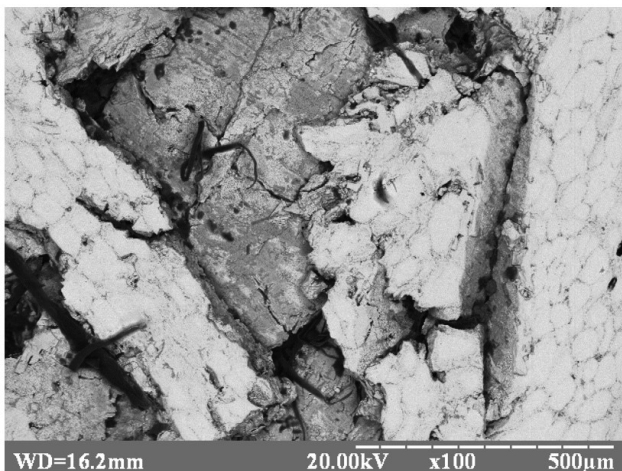


а

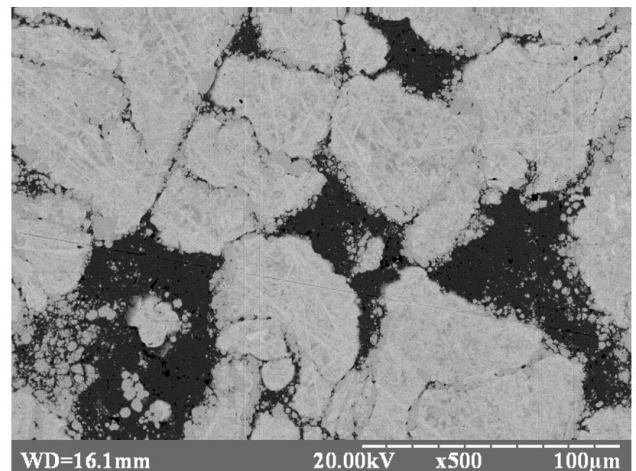


б

Рис. 3. Мікроструктура сплаву на основі вольфраму: а — W-Ni (10 %); б — W-Fe (10 %)



а



б

Рис. 4. Мікроструктура матеріалу на основі вольфраму: а — до просочування; б — після просочування

ходів металообробки важкого вольфрамового сплаву W-Ni-Fe у вигляді стружки. Стружку відсіювали до розміру менше 500 мкм, після чого формували каркас методом статичного пресування у прес-формі діаметром 10,0 мм при тиску 550 МПа. Як і у випадку пресування порошку, пористість каркасу становила близько 34-36 %, тобто відноситься до відкритого типу пористості, що є необхідною умовою для інфільтрації (просочування) пресовки розплавом легкоплавкого металу [7, 8]. Пресовки із вольфрамового сплаву попередньо спікали при температурі 1200 °С у середовищі водню протягом 60 хвилин для відновлення оксидних плівок та видалення залишків змащувальних охолоджуваних рідин, які використовуються при металообробці. Для просочування міддю було розраховано об'єм пор пресовок на основі вольфрамового сплаву та спресовано брикети при тиску 300 МПа із відходів міді, що представляють собою подрібнений дріт діаметром 0,3 мм. Інфільтрацію каркасів проводили у муфельній печі за температури 1200 °С протягом 30-40 хвилин шляхом встановлення мідних пресовок на каркаси вольфрамового сплаву [9]. Процес інфільтрації відбувався під дією капілярних сил, тобто при розплавленні мідь, за рахунок гравітацій-

них сил, самопливом просочувала пористий каркас. При цьому, через наявність в системі нікелю і заліза було забезпечено високу змочуваність порових каналів розплавом міді, а також їх хімічну взаємодію. Таким чином було отримано високощільний матеріал системи W-Ni-Fe-Cu з каркасною структурою із вольфрамового сплаву з прошарками міді (рис. 4). Аналіз мікроструктури показав, що структура композиту складається переважно із трьох різних складових: основна частина матеріалу (світло-сіра) складається із вольфраму з незначною кількістю розчинених нікелю та заліза, темна фаза складається з міді, що розчинила певну кількість нікелю, а також третя (темно-сіра) складова, що розташована на границі між каркасом та міддю складається із вольфраму та значної кількості нікелю і заліза, що забезпечило адгезію між вольфрамом та міддю.

Результати рентгенофазового аналізу, який проводили на дифрактометрі марки RIGAKU ULTIMA IV, підтвердили процес взаємодії міді і нікелю та утворення твердих розчинів нікелю в міді (рис. 5).

Аналізуючи дифрактограми, можна побачити, що лінії як вольфраму, так і міді з нікелем уширені та зсунуті в бік менших кутів. Дана поведінка ліній дифрак-

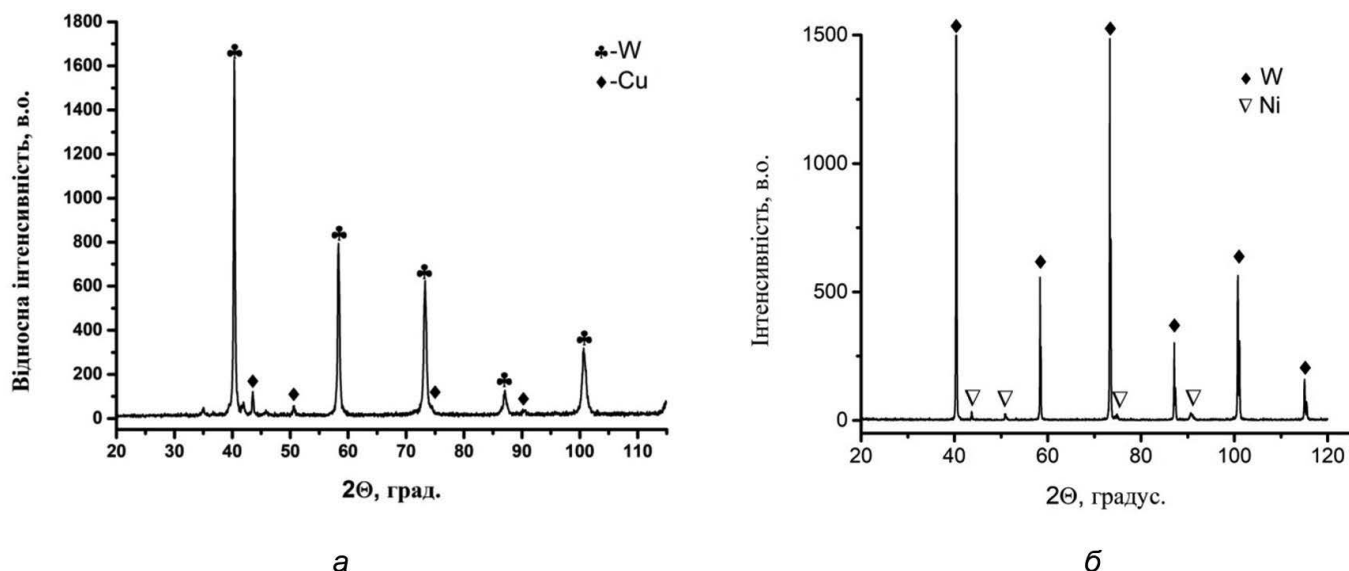


Рис. 5. Дифрактограми матеріалу на основі вольфраму: а — система W-Cu; б — система W-Ni

ції свідчить про утворення твердих розчинів на основі міді та нікелю.

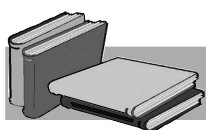
Висновки та перспективи дослідження

Досліджено різні способи отримання порошкових сплавів на основі вольфраму, легованого нікелем, залізом та міддю. Встановлено вплив тиску пресування та допресування на пористість пресовок на основі вольфраму та визначено оптимальний діапазон тисків, який становить 500-550 МПа. Досліджено процес спікання на формування структури та фазового складу вольфрамових сплавів залежно від хімічного складу легуючих елементів. Встановлено відмінність механізмів спікання систем W-Ni та W-Fe, отримання

матеріалу з високою щільністю досягається в умовах рідкофазного процесу спікання, що реалізується при легуванні вольфраму нікелем.

Також було відпрацьовано технологію отримання вольфрамових сплавів із відходів металообробки у вигляді стружки та мідного дроту. Показано можливість створення високощільних композитів шляхом просочування міддю пористих каркасів із вольфрамового сплаву за температур 1200 °С, що значно нижче ніж при застосуванні нікелю та заліза.

Результати роботи можуть бути використані при створенні виробів балістичного призначення з високою питомою вагою та густиною, в тому числі із відходів металообробки, що значно здешевлює такі матеріали.

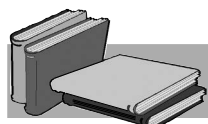


ЛІТЕРАТУРА

1. Rabin B.H., German R.M. Microstructure effects on tensile properties of tungsten-Nickel-Iron composites. *Metallurgical Transactions A*. 1988. Vol. 19. P. 1523-1532. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02674026>
2. Скороход В.В. Порошковые материалы на основе тугоплавких металлов и соединений. Киев: Техника, 1982. 167 с.
3. Мініцький А.В., Биба Є.Г., Юркова О.І., Мініцька Н.В. Вплив параметрів плакування нікелем на властивості порошків карбиду вольфраму. *Міжвузівський збірник «Наукові нотатки»*. 2021. № 72. С. 13-17. DOI: <https://doi.org/10.36910/775.24153966.2021.72.2>
4. Chuvil'deev V.N., Nokhrin A.V., Boldin M.S., Baranov G.V., Sakharov N.V., Belov V.Yu., Lantsev E.A., Popov A.A., Melekhin N.V., Lopatin Yu.G., Blagoveshchenskiy Yu.V., Isaeva N.V. Impact of mechanical activation on sintering kinetics and mechanical properties of ultrafine-grained 95W-Ni-Fe tungsten heavy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 773. P. 666-688. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.176>
5. Толочин А.И., Лаптев А.В., Окунь И.Ю., Евич Я.И. Ударное уплотнение порошка вольфрама в широком диапазоне температур. II Механические свойства. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2014. Т. 36. № 2. С. 217-228.
6. Montealegre-Melendez I., Arevalo C., Perez-Soriano E.M., Neubauer E., Rubio-Escudero C., Kitzmantel M. Analysis of the Influence of Starting Materials and Processing Conditions on the Properties of W/Cu Alloys. *Materials*. 2017. Vol. 10. Iss. 2. P. 142-149. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma10020142>
7. Duan L., Lin W., Wang J., Yang G. Thermal properties of W-Cu composites manufactured by copper infiltration into tungsten fiber matrix. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2014. Vol. 46. P. 96-100. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2014.05.022>

8. Hamidi A.G., Arabi H., Rastegari S. Tungsten-copper composite production by activated sintering and infiltration. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2011. Vol. 29. Iss. 4. P. 538-541. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2011.03.009>
9. Мініцький А.В., Биба Є.Г., Мініцька Н.В., Власова О.В., Ведель Д.В. Розробка вольфрамідних сильнострумівих контактів на основі відходів металообробки. *Металознавство та обробка металів*. 2019. № 4 (92). С. 53-60. DOI: <https://doi.org/10.15407/mom2019.04.053>

Надійшла 11.04.2023



REFERENCES

1. Rabin, B.H., German, R.M. (1988). Microstructure effects on tensile properties of tungsten-Nickel-Iron composites. *Metallurgical Transactions A*, vol. 19, pp. 1523-1532, doi: <https://doi.org/10.1007/BF02674026>
2. Skorokhod, V.V. (1982). Powder materials based on refractory metals and compounds, Kyiv: Tekhnika, 167 p. [in Russian].
3. Minitsky, A.V., Byba, Ye.H., Yurkova, O.I., Minitska, N.V. (2021). Influence of nickel cladding parameters on the properties of tungsten carbide powders. *Interuniversity collection "Scientific Notes"*, no. 72, pp. 13-17, doi: <https://doi.org/10.36910/775.24153966.2021.72.2> [in Ukrainian].
4. Chuvil'deev, V.N., Nokhrin, A.V., Boldin, M.S., Baranov, G.V., Sakharov, N.V., Belov, V.Yu., Lantsev, E.A., Popov, A.A., Melekhin, N.V., Lopatin, Yu.G., Blagoveshchenskiy, Yu.V., Isaeva, N.V. (2019). Impact of mechanical activation on sintering kinetics and mechanical properties of ultrafine-grained 95W-Ni-Fe tungsten heavy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 773, pp. 666-688, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.176>
5. Tolochyn, A.Y., Laptev, A.V., Okun, Y.Yu., Yevych, Ya.Y. (2014). Impact compaction of tungsten powder over a wide temperature range. II Mechanical properties. *Metallophysics and Advanced Technologies*, vol. 36, no. 2, pp. 217-228 [in Russian].
6. Montealegre-Melendez, I., Arevalo, C., Perez-Soriano, E.M., Neubauer, E., Rubio-Escudero, C., Kitzmantel, M. (2017). Analysis of the Influence of Starting Materials and Processing Conditions on the Properties of W/Cu Alloys. *Materials*, vol. 10, iss. 2, pp. 142-149, doi: <https://doi.org/10.3390/ma10020142>
7. Duan, L., Lin, W., Wang, J., Yang, G. (2014). Thermal properties of W-Cu composites manufactured by copper infiltration into tungsten fiber matrix. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, vol. 46, pp. 96-100, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.05.022>
8. Hamidi, A.G., Arabi, H., Rastegari, S. (2011). Tungsten-copper composite production by activated sintering and infiltration. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, vol. 29, iss. 4, pp. 538-541, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2011.03.009>
9. Minitsky, A.V., Byba, Ye.G., Minitska, N.V., Vlasova, O.V., Vedel, D.V. (2019). Development of tungsten high-current contacts based on metalworking waste. *Metalo. obrobka met.*, no. 4 (92), pp. 53-60, doi: <https://doi.org/10.15407/mom2019.04.053> [in Ukrainian].

Received 11.04.2023

Summary

A.V. Minitskyi, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Professor of Department, e-mail: aminitsky@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0001-5767-4071>, Web of Science ResearcherID: AAK-1245-2020

M.M. Yamshinskiy, Dr. Sci. (Engin.), Docent, Department Chair, e-mail: yamshinskiy@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-2293-2939>, Web of Science ResearcherID: I-4267-2017

Ye.H. Byba, PhD (Engin.), Docent, Associate Professor of Department, e-mail: byba.evgen@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1696-300X>, Web of Science ResearcherID: AAK-1757-2020

N.V. Minitska, PhD (Engin.), Docent, Associate Professor of Department, e-mail: minitska27@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-5156-7328>, Web of Science ResearcherID: GRX-7301-2022

K.V. Polishchuk, graduate student, e-mail: kirillpolishchuk25@gmail.com, <https://orcid.org/0009-0005-2309-1990>

I.V. Lukianenko, PhD (Engin.), Associate Professor of Department, e-mail: lukianenkoiv@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1043-9688>, Web of Science ResearcherID: J-7294-2017

B.V. Kyvhylo, graduate student, e-mail: kyvhylo.bohdan@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0001-5890-9020>

National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute" (Kyiv, Ukraine)

Influence of sintering conditions on the structure formation of tungsten-based composite materials

The use of heavy tungsten alloys is essential for many industries, as these alloys are ideal for a variety of products due to their high density. The main problem in creating such alloys is the need to use high sintering temperatures, which significantly complicates the technology of producing tungsten alloys. To reduce the sintering temperatures of tungsten alloys, alloying elements are added to their composition to activate sintering processes at lower temperatures (nickel, iron and copper). The main task in forming the structure and properties of tungsten-based alloys is to ensure sintering conditions in the presence of the liquid phase, which contributes to the formation of a strong framework in the material structure and high density of the composite.

Various methods of producing tungsten-based alloys have been investigated and the influence of the chemical composition of alloying additives on the sintering process conditions has been studied. The effect of pressing and post-pressing pressure on the porosity of tungsten-based molds was determined. It is shown that in the pressure range of 200-700 MPa, the maximum compaction of tungsten powder occurs at pressures of 500-550 MPa, which provides porosity at the level of 35-37 %. The difference between the sintering mechanisms of W-Ni and W-Fe systems at a temperature of 1350 °C, which is sufficient for liquid-phase sintering with a nickel bond, and low for an iron bond, is shown.

The process of infiltration of a porous tungsten alloy framework with copper melt obtained from metal-working waste was studied. The conditions that ensure complete impregnation of the tungsten framework with copper at a temperature of 1200 °C and allow to obtain a porous material are determined.

The results of the work can be used to create tungsten-based products with high specific gravity and density, including from metalworking waste, which significantly reduces the cost of such materials.

Keywords

Powder, tungsten, nickel, copper, iron, pressing, sintering, porosity, impregnation, chips, re-pressing, density.

МАГНІТОГІДРОДИНАМІЧНІ ПРОЦЕСИ УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСАМИ РОЗЛИВАННЯ І ТВЕРДІННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 2 (333), 69-72

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.069>

УДК 537.84

С.Л. Поливода, наук. співр., e-mail: etma@i.ua, <https://orcid.org/0009-0002-8906-0693>

О.В. Сірий, голов. конструктор, <https://orcid.org/0009-0006-7721-5976>

О.М. Гордня, голов. технолог, <https://orcid.org/0009-0005-7667-417X>

В.О. Твердохвалов, канд. техн. наук, наук. співр., e-mail: tverdohvalov@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-3756-7639>

О.В. Перехода, голов. технолог, <https://orcid.org/0009-0008-8755-8192>

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

Вплив електромагнітного перемішування розплаву на технологічний процес одержання алюмінієвого порошку

На прикладі модернізації виробництва алюмінієвого порошку показана ефективність включення до технологічного процесу операції електромагнітного перемішування розплаву. Існуюча технологічна схема характеризувалась неефективністю через необхідність переливання розплаву ковшем з роторної печі до печей опору, підвищення витрат електроенергії через необхідність перегріву всієї ванни рідкого металу до температури інжекції та складність регулювання температури розплаву, що призводило до кристалізації металу у форсунці або вимагало його значного перегріву вище 900 °С. В ході модернізації проміжні печі опору були замінені на піч опору ємністю 1,5 т, оснащену електромагнітним перемішувачем рідкого металу. Це призвело до підвищення продуктивності технологічного процесу, зниження енергетичних витрат і підвищення рівня автоматизації. Система перемішування забезпечує безконтактний силовий вплив на рідкий метал і дозволяє підтримувати необхідні температурні і гідродинамічні режими розплаву у тиглі печі опору. Для футерування каналу перемішувача використано суміш на основі волограну, який має високу вогнетривкість, низьку щільність і теплопровідність та високу хімічну стійкість до рідких алюмінієвих сплавів і низьку схильність до заростання оксидами. Застосування постійного електромагнітного перемішування розплаву виключило його перегрів у тиглі печі і стабілізувало температуру в межах 790 ± 10 °С. При цьому, температура металу в зоні інжекції склала 840-850 °С. Стабілізація температурних режимів інжекції розплаву дозволила виключити його кристалізацію у форсунці і підвищити термін її служби. Зниження температури інжекції на 50-60 °С дозволило зменшити окиснення часток порошку, що підвищило його якість. Проведена модернізація виробництва підвищила виробничу потужність одержання порошку алюмінієвих сплавів з 300 до 500 кг/годину.

Ключові слова: алюмінієві сплави, електромагнітне перемішування розплаву, інжекція, виробництво алюмінієвого порошку, модернізація виробництва.

Електромагнітне перемішування розплаву є одним з найважливіших та найбільш ефективних факторів інтенсифікації процесів плавлення і рафінування алюмінієвих сплавів, засвоєння в них компонентів, підвищення однорідності складу, структури та властивостей. Доцільність його застосування доведена великою кількістю впроваджень в ливарному виробництві та металургії і зокрема показана на прикладі модернізації виробництва алюмінієвого порошку методом інжекції розплаву.

До модернізації технологія включала розплавлення твердої шихти і доведення розплаву до необхідного хімічного складу у роторній газовій печі, стабілізацію температури розплаву у двох печах опору САТ-0,6 з наступним переливанням у роздавальну піч опору САК-0,4 з відділенням для розміщення інжекційної форсунки. Така технологічна схема мала істотні недоліки, основними з яких були значні трудозатрати, обумовлені необхідністю переливання приготовленого сплаву ковшем з роторної печі в печі опору, підвищені

витрати електроенергії через необхідність перегріву всієї ванни рідкого металу до температури інжекції, складність регулювання температури розплаву, що призводило до кристалізації металу у форсунці або його значного перегріву (понад 900 °С).

Для підвищення продуктивності технологічного процесу, зниження витрат за рахунок застосування ресурсозберігаючих технологій і підвищення рівня автоматизації, було проведено докорінну реконструкцію виробництва. Печі САТ і САК були замінені на піч опору ємністю 1,5 т, оснащену електромагнітним перемішувачем рідкого металу у вигляді окремої магнітодинамічної одиниці (МДО). Роторна газова піч і піч опору встановлені на різних рівнях для переливання розплаву по жолобу.

МДО забезпечує безконтактний силовий вплив на рідкометалевий виток, який є вторинною обмоткою індуктора, шляхом накладення електромагнітних полів, що дозволяє підтримувати необхідні температурні і гідродинамічні режими розплаву у тиглі печі опору. МДО (рис. 1) являє собою П-подібний горизонтальний канал з відкритою вертикальною ділянкою для встановлення форсунки. Канал охоплює індуктор, який складається з Ш-подібного магнітопровода і котушки, розташованої на центральному стрижні. МДО встановлена на передній стінці печі опору. Напряга живлення перемішувача — від 220 до 380 В, частота — 50 Гц, максимальна потужність — 55 кВт.

За відомою методикою [1] були проведені експериментальні дослідження напрямку і швидкості руху розплаву при максимальній потужності індуктора. Картина руху металу в тиглі печі в горизонтальній, середній по висоті металу площині (рис. 2), узгоджується з теоретичним аналізом руху металу [2]. Швидкість руху розплаву на виході з гирла каналу в тигель і вхід в канал складала відповідно 1,4 м/с і 1,25 м/с. Біля передньої стінки тигля розташована вихрова структура, що приводиться в рух потоком металу, що рухається по кільцю. При цьому максимальна швидкість

руху в ній становить 0,8 м/с, і в міру наближення до стінки тигля вона знижується до 0,4 м/с. На відстані 2/3 довжини тигля від гирла каналів спостерігається два протилежно спрямовані вихори, швидкість руху в яких зменшується з 1 до 0,3 м/с по мірі віддалення від гирла. Біля задньої стінки тигля швидкість руху металу становить 0,1-0,15 м/с. Таким чином, практично весь об'єм розплаву в печі перемішується без утворення застійних зон.

Футеровка каналу МДО виконана з волограну [3], який має високу вогнетривкість (1883 К), низькі щільність (1300 кг/м³) і теплопровідність (0,16 Вт/м · К) [4] та високу хімічну стійкість до рідких алюмінієвих сплавів. Футеровка каналу, виконана з цього вогнетриву, має низьку схильність до заростання оксидами. Однак, в процесі промислової експлуатації печі опору з МДО виникла проблема просочення футеровки каналу металом, яке досягало глибини 15 мм. Найбільша глибина просочення стінок каналу спостерігалася в зоні розташування магнітопроводу індуктора, що пояснюється наявністю в цій області електромагнітних сил максимальної щільності, утворених взаємодією струму в металі з полем розсіювання індуктора і власним магнітним полем. Крім того, просочений металом шар футеровки є електропровідним, що значно знижує енергетичні показники МДО. Ця проблема була вирішена зміною рецептури футерувальної маси, що дозволило збільшити термін служби каналу з 3 до 8 місяців.

Застосування постійного електромагнітного перемішування розплаву виключило його перегрів у тиглі печі і стабілізувало температуру в межах 790 ± 10 °С. При цьому, за рахунок місцевого перегріву розплаву в рідкометалевому витку кільцевого горизонтального каналу температура металу в зоні інжекції складала 840-850 °С. Стабілізація температурних режимів інжекції розплаву дозволила виключити кристалізацію розплаву у форсунці і підвищити термін її служби. Зниження температури інжекції на 50-60 °С дозволило зменшити окиснення часток порошку, що підвищило його якість. Проведена модернізація виробництва підвищила виробничу потужність одержання порошку алюмінієвих сплавів з 300 до 500 кг/годину.

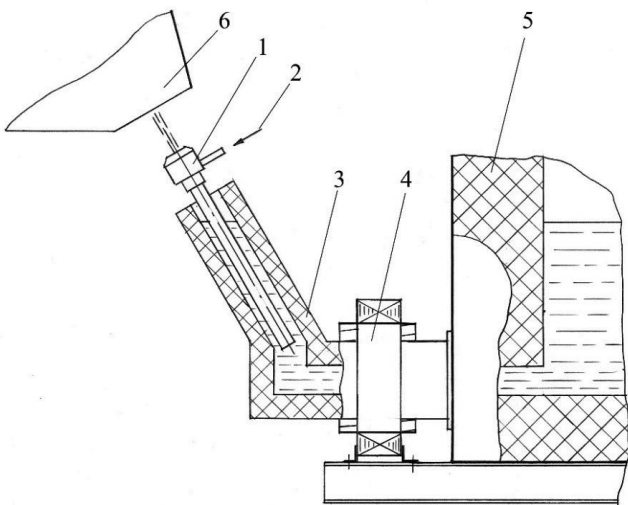


Рис. 1. Схема МДО, встановленої на печі опору: 1 — форсунка; 2 — стиснене повітря; 3 — канал; 4 — індуктор; 5 — піч опору; 6 — бункер для порошку

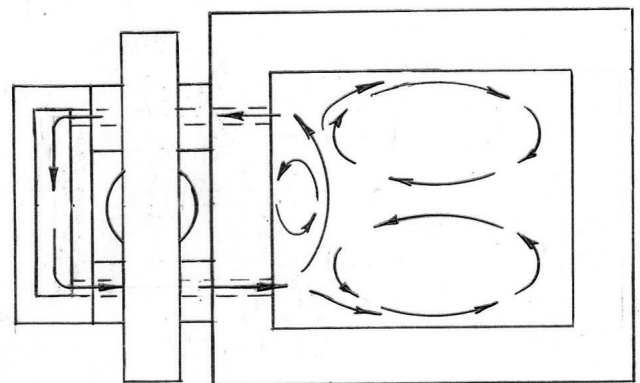
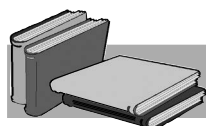


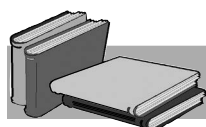
Рис. 2. Схема руху рідкого металу в тиглі печі опору при електромагнітному перемішуванні



ЛІТЕРАТУРА

1. Гориславец Ю.М., Глухенький А.И. Определение скорости вращательного движения жидкого металла в устройстве непрерывного рафинирования. *Техническая электродинамика*. 2008. № 6. С. 60-64.
2. Тир Л.Л., Столов М.Я. Электромагнитные устройства для управления циркуляцией металла в электропечах. 2-е изд., перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1991. 280 с.
3. А. с. 669710 СССР, МКИЗ СО4В 35/80. Шихта для изготовления огнеупорного материала / В.П. Полищук, Л.П. Пужайло. Опубл. 15.06.81. Бюл. № 22.
4. Пужайло Л.П., Блохина С.В., Прохоренко Л.Н. Исследование теплофизических и эксплуатационных свойств вологран — нового материала для футеровки МДН. Применение магнитодинамических установок в литейном производстве. Тезисы республиканского научно-практического семинара. Уфа, 1980. С. 105-107.

Надійшла 27.04.2023



REFERENCES

1. Horyslavets, Yu.M., Hlukhenkyi, A.I. (2008). Determination of the speed of rotational motion of liquid metal in a continuous refining device. *Technical Electrodynamics*, no. 6, pp. 60-64 [in Russian].
2. Tir, L.L., Stolor, M.Ya. (1991). Electromagnetic devices for controlling metal circulation in electric furnaces. 2nd edition as restated and supplemented. Moscow: Metallurgiya, 280 p. [in Russian].
3. A. s. 669710 USSR, MKIZ CO4V 35/80. Slag for the manufacture of refractory material. Polishchuk V.P., Puzhailo L.P. Published on June 15, 1981. Bulletin No. 22 [in Russian].
4. Puzhailo, L.P., Blokhyna, S.V., Prokhorenko, L.N. (1980). Investigation of thermophysical and performance properties of vologran — a new material for MDN linings. Application of magneto-dynamic installations in foundry production. Theses of the Republican Scientific and Practical Seminar. Ufa, pp. 105-107 [in Russian].

Received 27.04.2023

Summary

S.L. Polyvoda, Research Scientist, e-mail: etma@i.ua,
<https://orcid.org/0009-0002-8906-0693>

O.V. Siryi, Chief Designer, <https://orcid.org/0009-0006-7721-5976>

O.M. Hordynia, Chief Technologist, <https://orcid.org/0009-0005-7667-417X>

V.O. Tverdokhvalov, PhD (Engin.), Senior Research Scientist,
 e-mail: tverdohvalov@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-3756-7639>

O.V. Perekhoda, Chief Technologist, <https://orcid.org/0009-0008-8755-8192>

*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine
 (Kyiv, Ukraine)*

Effect of electromagnetic melt mixing on the technological process of aluminium powder production

Efficiency of including the operation of electromagnetic stirring is shown on example of aluminium powder production modernization. The existing technological scheme was characterized by inefficiency due to the need to pour the melt with a ladle from the rotary furnace to the resistance furnaces, increased electricity costs due to the need to overheat the entire bath of liquid metal to the injection temperature, and the difficulty of adjusting the temperature of the melt, which led to the metal crystallization in the nozzle or required its significant overheating above 900 °C. Due to modernization, the intermediate resistance furnaces were replaced by a resistance furnace with a capacity of 1.5 tons, equipped with an electromagnetic stirrer of liquid

metal. This led to an increase in the production productivity, decrease in energy costs and an increase in the level of automatization. Stirring system provides a non-contact influence on the liquid metal and allows to maintain the necessary temperature and hydrodynamic regimes of the melt in the crucible of the resistance furnace. To form a stirrer channel, a mixture based on vologran was used. It has high heat resistance, low density and thermal conductivity, high chemical resistance to liquid aluminium alloys and low tendency to oxides overgrowth. The use of melt electromagnetic stirring eliminated its overheating in crucible and stabilized the temperature near point of $790 \pm 10^\circ\text{C}$. At the same time, the temperature of a metal in the injection zone was $840\text{-}850^\circ\text{C}$. Stabilizing the temperature regimes of melt injection made it possible to exclude its crystallization in the nozzle and increase its service life. Lowering the injection temperature by $50\text{-}60^\circ\text{C}$ made it possible to reduce the oxidation of powder particles, which increased its quality. Modernization of production increased the production capacity of aluminium alloy powder from 300 to 500 kg/hour.

Keywords

Aluminium alloys, electromagnetic stirring of the melt, injection, production of aluminium powder, modernization of production.

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 2 (333), 73-82

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.073>

УДК 621.742

Р.В. Лютий¹, канд. техн. наук, доц., доц., e-mail: rvl2005@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0001-6655-6499>

А.С. Кочешков¹, канд. техн. наук, доц., доц., e-mail: asko@iff.kpi.ua, <https://orcid.org/0000-0001-6923-1403>

О.М. Мисливченко², канд. техн. наук, ст. наук. співр., ст. наук. співр., e-mail: zvyagina47@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-4903-6488>

Д.В. Люта¹, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: dawusikya@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-5247-4713>

¹Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (Київ, Україна)

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України (Київ, Україна)

Створення зв'язувальних матеріалів для ливарних стрижнів із ортофосфорної кислоти і алюмосилікатних наповнювачів

У статті представлено результати дослідження алюмофосфатних зв'язувальних компонентів, які отримано в результаті хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти з пилоподібними алюмосилікатами. Предметами дослідження є фазовий та хімічний склад, динаміка термічних перетворень зв'язувальних компонентів, а також властивості стрижневих сумішей з ними.

В експериментах встановлено, що внаслідок хімічної взаємодії пилоподібних пірофіліту $Al_2(OH)_2[Si_4O_{10}]$ або дистен-силіманіту $Al_2O_3[SiO_2]$ з ортофосфорною кислотою після нагрівання до 300 °C утворюються міцні та термічно стійкі зв'язувальні компоненти, які являють собою кристалічні та аморфні ортофосфати алюмінію. Ці фази забезпечують міцне зв'язування вогнетривкого наповнювача і через це високу міцність стрижневої суміші.

В роботі для визначення будови і властивостей зв'язувальних компонентів застосовано рентгенофазовий та диференціальний термогравіметричний аналізи. Для визначення робочого складу стрижневої суміші застосовано композиційне планування експерименту з відповідним обробленням даних.

Вперше досліджено структуру алюмофосфатних зв'язувальних компонентів, для отримання яких використано поширені в ливарному виробництві вогнетривкі наповнювачі. Вперше проаналізовано умови утворення кристалічних фаз. Встановлено, що в результаті взаємодії ортофосфорної кислоти з дистен-силіманітом утворюється більша питома кількість ортофосфату алюмінію і менша кількість залишкового кварцу, ніж при взаємодії кислоти з пірофілітом. Це забезпечує більш високу міцність стрижневої суміші, для утворення зв'язувального компонента в якій використано ортофосфорну кислоту і дистен-силіманіт.

З урахуванням масових співвідношень для повної реалізації хімічної реакції утворення алюмофосфатного зв'язувального компонента, розроблено склад стрижневої суміші на основі кварцового піску з ортофосфорною кислотою і дистен-силіманітом, яка твердне після нагрівання до 300 °C і має міцність при стисканні не менше 2,0 МПа.

Ключові слова: алюмосилікат, дистен-силіманіт, зв'язувальний компонент, міцність, ортофосфорна кислота, пірофіліт, стрижнева суміш, термогравіметричний аналіз, фазовий аналіз.

Вступ. За попередні два десятиліття спостерігається стабільна тенденція до заміни органічних зв'язувальних компонентів (ЗК), зокрема широкого спектру синтетичних смол, на неорганічні матеріали для виготовлення ливарних стрижнів. Їх переваги з точки зору екології та ресурсозбереження очевидні [1, 2]. Однак, незважаючи на це, розширення

їх комерційного використання потребує постійних технічних удосконалень [3].

Особливе місце серед неорганічних ЗК займають фосфати. Завдяки ряду цінних властивостей вони знайшли застосування як термостійкі та корозійностійкі покриття, клеї, жаростійкі бетони [4, 5], компоненти пористої кераміки [6]. Зокрема, автори [7] підтвер-

джують, що фосфатні ЗК у складі стрижневих сумішей мають переваги перед смоляними за рядом технологічних показників.

Історично склалося так, що досліджені в 70-х... 80-х рр. XX століття стрижневі суміші з фосфатами Fe і Mg не витримали конкуренції з піщано-смоляними композиціями [8, 9]. Причинами є нестабільність хімічного складу та властивостей як самих ЗК, так і порошкових затверджувачів, що не дало змоги забезпечити стабільний рівень технологічних властивостей сумішей.

Як альтернативу цим матеріалам можна розглядати композиції з фосфатами алюмінію. Вони містять готовий алюмофосфатний ЗК (продукт неорганічного хімічного синтезу) або виготовлені на його основі комплексні матеріали, які додатково містять іони Cr, Mg, B, Fe, Ca, Zn, інколи навіть Na. Для забезпечення твердіння таких композицій необхідне нагрівання до температури 200...300 °C [4, 8]. Технології синтезу комплексних ЗК тривалі та багатоопераційні, вони не можуть бути реалізовані на ливарних підприємствах. Термін придатності готових ЗК, як правило, не перевищує 6 місяців.

Постановка проблеми. У наших попередніх дослідженнях вперше розглянуто варіанти отримання алюмофосфатних ЗК безпосередньо в складі стрижневих сумішей під час їх теплового твердіння [10, 11]. Фосфати алюмінію із достатньо високим зв'язувальним потенціалом отримано в результаті хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти H_3PO_4 з пілоподібними промисловими продуктами [12], неорганічними солями алюмінію [10], а також з алюмосилікатними матеріалами [13]. Схожі результати представлено у статтях [14, 15]. Автори [15] з метою перероблення відходів виробництва та їх корисного використання синтезували ЗК із фосфатного шламу, каолінової глини та відходів виробництва скла. Автори [14] під час синтезу фосфату алюмінію замінили гідроксид алюмінію на розчин азотнокислого алюмінію, тобто використали неорганічну сіль.

Найбільш доступними і поширеними є алюмосилікатні матеріали, які також розглядаються як сировина для створення алюмофосфатних ЗК. Протягом багатьох десятиріч подібні схеми використовують для виготовлення вогнетривких виробів, які піддають спіканню при температурах 900...1300 °C [4, 16]. При цьому відзначається, що температура попереднього затвердіння розроблених ЗК складає близько 300 °C, що технологічно допустимо для ливарних стрижнів.

Достатньо повно досліджено зв'язувальні компоненти, отримані хімічною взаємодією ортофосфорної кислоти з такими вогнетривками, як шамот, муліт, глинозем, каолінит, корунд [4, 16]. Є поодинокі дані щодо пірофіліту, де вказується про утворення виключно аморфних фосфатів алюмінію, що ускладнює вивчення їх будови і властивостей. Фазовий та хімічний склад відомих на сьогодні алюмофосфатних ЗК добре вивчено, що дає змогу прогнозувати їх властивості і поліморфні зміни при нагріванні.

У ливарному виробництві як вогнетривкі наповнювачі використовують в першу чергу дистен-силіманіт і шамот, більш обмежено корунд і пірофіліт. Даних

про хімічний та фазовий склад алюмофосфатних ЗК, утворених із дистен-силіманіту та пірофіліту, наразі немає. Також немає інформації щодо їх термічної стійкості та можливості використання у складі ливарних стрижнів.

Мета і завдання досліджень. Метою цієї роботи є дослідження хімічного, фазового складу та динаміки термічних перетворень алюмофосфатних зв'язувальних компонентів, які утворюються в системах ортофосфорної кислоти з пірофілітом та дистен-силіманітом, а також розроблення складу алюмофосфатної стрижневої суміші для ливарного виробництва.

Завдання дослідження наступні:

1. Визначити фазовий склад продуктів хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти і пірофіліту.
2. Дослідити перетворення визначених продуктів при нагріванні від 20 до 1000 °C.
3. Визначити фазовий склад продуктів хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти і дистен-силіманіту.
4. Дослідити перетворення визначених продуктів при нагріванні від 20 до 1000 °C.
5. Визначити міцність зразків стрижневих сумішей з обома дослідженими ЗК та провести порівняльний аналіз.
6. Розробити склад стрижневої суміші з новим алюмофосфатним ЗК для виготовлення ливарних стрижнів.

Матеріали і методи досліджень. Для проведення експериментів використано ортофосфорну кислоту технічну термічну у вигляді водного розчину з концентрацією 85 % і густиною 1670 кг/м³, пілоподібний дистен-силіманіт $Al_2O_3[SiO_4]$, пілоподібний наповнювач на основі пірофіліту. Сам по собі пірофіліт є природним мінералом [17] із відомою кристалічною будовою та хімічним складом $Al_2(OH)_2[Si_4O_{10}]$. Використаний вогнетривкий наповнювач являє собою природну суміш різних вогнетривів, як встановлено фазовим аналізом за дифрактограмою на рис. 1.

В дослідженому матеріалі у рівних кількостях розподілені кварц (50 %) та алюмосилікати, серед яких переважає пірофіліт.

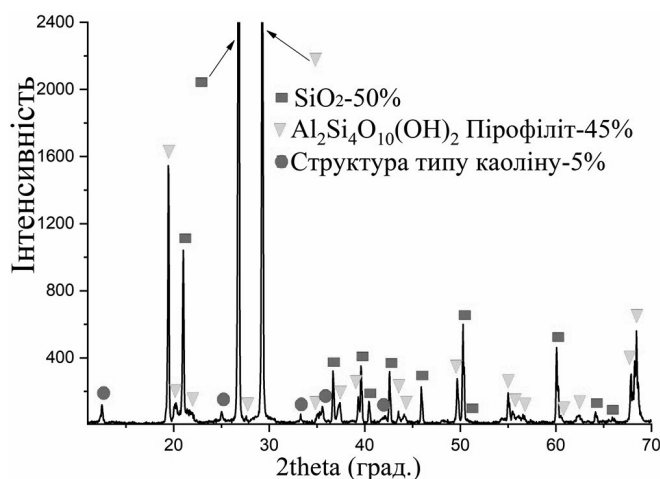


Рис. 1. Дифрактограма вогнетривкого наповнювача на основі пірофіліту

Наповнювачем сумішей використано річковий кварцовий пісок марки $3K_5O_3 025$ за ГОСТ 2138-91.

Для визначення міцності стрижневих сумішей при стисканні виготовляли стандартні циліндричні зразки діаметром і висотою 50 мм.

Високотемпературні перетворення досліджували методом диференційного термогравіметричного аналізу з використанням синхронного термічного аналізатора STA 449 C Jupiter.

Структуру і фазовий склад визначали рентгенофазовим аналізом на дифрактометрі RIGAKU моделі "Ultima IV".

Встановлення залежностей фізико-механічних властивостей стрижневої суміші від співвідношення її компонентів здійснено за композиційним планом експерименту.

Результати та їх обговорення. В процесі раніше проведених експериментів [13] встановлено, що композиції пилоподібних пірофіліту та дистен-силіманіту з ортофосфорною кислотою повністю затвердівають після нагрівання до $300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Це свідчить про утворення у цих композиціях зв'язувальних компонентів. З метою встановлення їх складу і будови проведено рентгенофазовий аналіз.

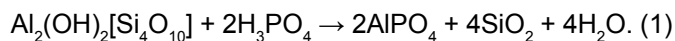
Результатом взаємодії між матеріалом на основі пірофіліту, склад якого попередньо визначено (див. рис. 1), та ортофосфорною кислотою стала проба, дифрактограму якої наведено на рис. 2.

У пробі ідентифіковано пірофіліт, а також лінії, які можуть належати двом фазам — ортофосфату алюмінію та кварцу. Ці фази мають схожі кристалічні характеристики, тому визначити їх масове співвідношення тільки на основі фазового аналізу немає можливості. Кількість пірофіліту зменшилася порівняно з рис. 1 майже вдвічі, отже його частина прореагувала з ортофосфорною кислотою. Також відсутні домішкові алюмосилікатні фази, які також прореагували.

Фосфатів кремнію в пробі не знайдено, що пояснюється більшою активністю глиноземної складової пірофіліту до кислоти, порівняно із кремнеземною. Раніше авторами [4, 16] при дослідженнях систем пі-

рофіліту і каолініту з ортофосфорною кислотою вказувалось, що в них утворюються виключно аморфні продукти. В нашому дослідженні навпаки — жодної аморфної фази не виявлено, а всі фосфати містяться у кристалічній формі.

Хімічні перетворення, які відбулися в цій композиції, описуються наступною реакцією:



Для здійснення цієї реакції, враховуючи молекулярні маси усіх речовин, співвідношення має становити 360 мас. ч. чистого пірофіліту на 196 мас. ч. H_3PO_4 (або 231 мас. ч. кислоти з урахуванням її концентрації 85 %). У пробі, з урахуванням вмісту пірофіліту в вогнетривкому наповнювачі (50 %) та концентрації кислоти містилося 1155 мас. ч. наповнювача і відповідно 580 мас. ч. пірофіліту та 231 мас. ч. кислоти. В такому разі залишок пірофіліту, що не прореагував, має становити $580 - 360 = 220$ мас. ч. Як наслідок, за реакцією (1) утворюється 244 мас. ч. ортофосфату алюмінію та 240 мас. ч. кварцу.

У початковій пробі вміст кварцу 50 %, тобто 580 мас. ч. Додаючи до цього утворений кварц, отримуємо 820 мас. ч. В такому разі розрахунковий склад проби складає: 820 мас. ч. (або 64 %) кварцу, 244 мас. ч. (або 19 %) ортофосфату алюмінію та 220 мас. ч. (або 17%) залишкового пірофіліту. Результат кількісного фазового аналізу (див. рис. 2) є близьким до теоретично розрахованого складу (похибка може бути пов'язана з домішковими алюмосилікатними фазами, якими у розрахунку знехтували). Отже у цій системі утворився 3К у формі кристалічного ортофосфату алюмінію. Крім нього, в результаті хімічної взаємодії виділився залишковий кварц.

Диференційний термогравіметричний аналіз наважки наповнювача на основі пірофіліту з ортофосфорною кислотою, обробленої при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, провели в повітряному середовищі при швидкості нагрівання $20\ldots 30\text{ K/хв}$. На кривій термоаналізу встановлено два ендотермічні ефекти (рис. 3).

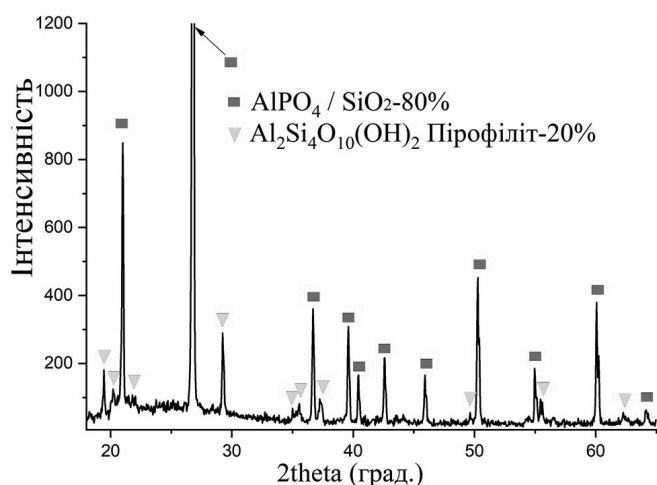


Рис. 2. Дифрактограма композиції наповнювача на основі пірофіліту (5 мас. ч.) з ортофосфорною кислотою (1 мас. ч.), обробленої при температурі $300\text{ }^{\circ}\text{C}$

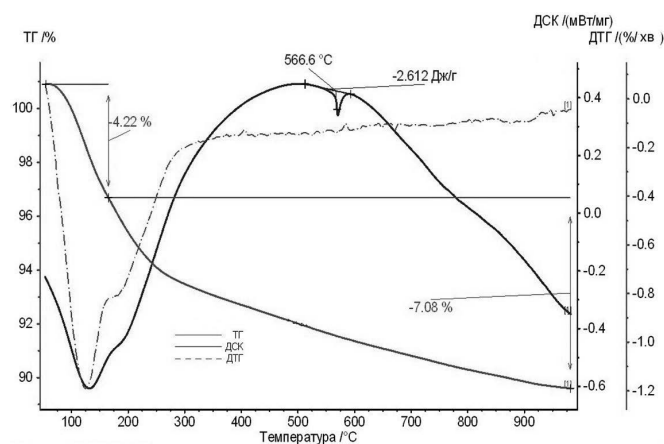


Рис. 3. Диференційний термогравіметричний аналіз композиції наповнювача на основі пірофіліту (5 мас. ч.) з ортофосфорною кислотою (1 мас. ч.), обробленої при температурі $300\text{ }^{\circ}\text{C}$

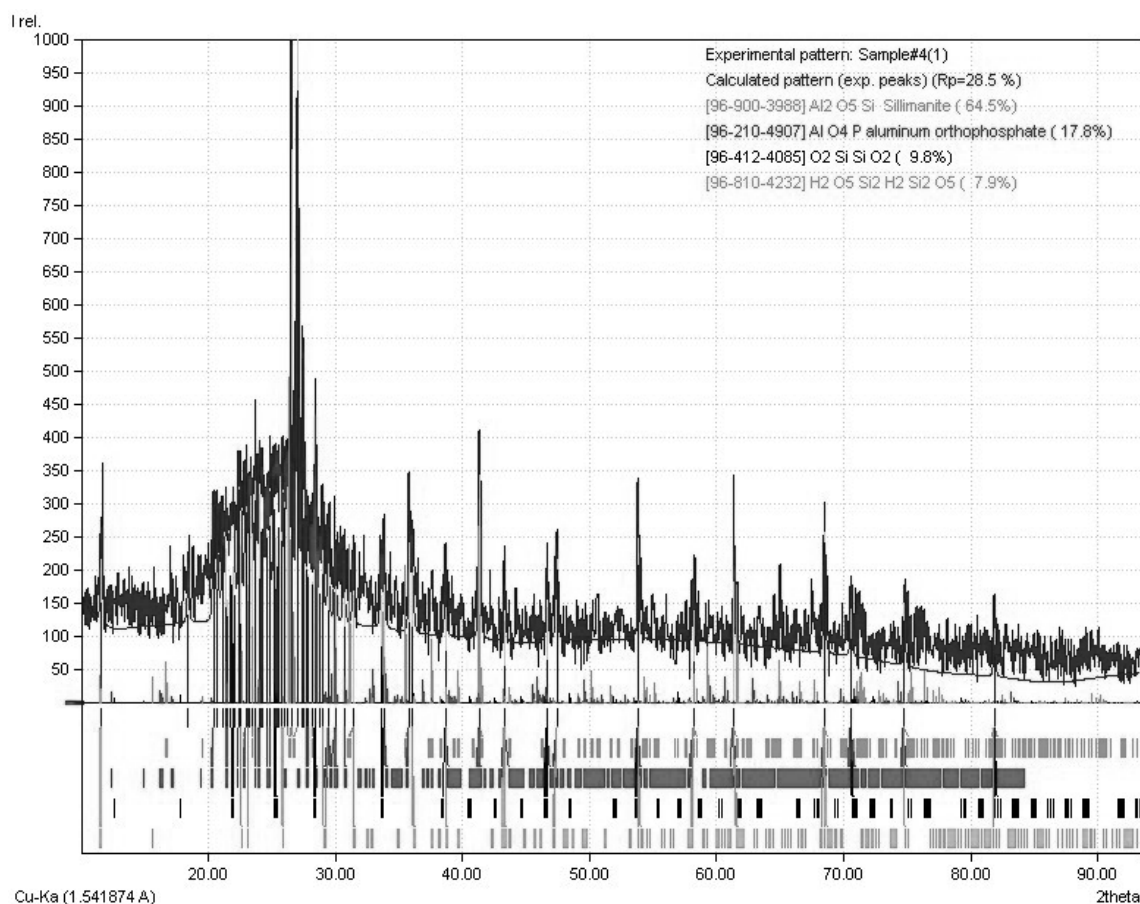


Рис. 4. Дифрактограма композиції дистен-силіманіту (7 мас. ч.) з ортофосфорною кислотою (3 мас. ч.), обробленої при температурі 300 °C

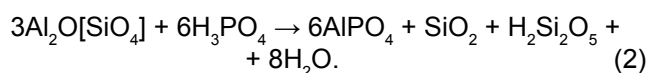
Першому ендотермічному ефекту відповідає температура порядку 100...150 °C, при цьому наважка зменшує свою масу. З огляду на температурні межі та відносно значне зниження маси встановлюємо, що відбувається видалення вільної води, яку наважка поглинула з атмосфери.

Другий ендотермічний ефект з меншою інтенсивністю, але без зміни маси наважки, спостерігається при 566,6 °C. Це можна пояснити поліморфним перетворенням залишкового кварцу. У свою чергу, фосфат алюмінію не піддається жодному перетворенню.

Аналогічні дослідження проведено з композицією дистен-силіманіту з ортофосфорною кислотою. Дифрактограму цієї композиції зображено на рис. 4.

За попередніми даними, встановлено наявність чотирьох кристалічних фаз — силіманіту (65,4 %), ортофосфату алюмінію (17,8 %), кварцу (9,8 %) та кремнієвої кислоти (7,9 %). При цьому частина проби має аморфний характер.

У системі дистен-силіманіту з ортофосфорною кислотою, як підтверджує фазовий аналіз, відбувається наступна реакція:



За масовими співвідношеннями, ця реакція повною мірою здійснюється за умови змішування 486 мас. ч. дистен-силіманіту з 588 мас. ч. H_3PO_4 . У нашій пробі, враховуючи концентрацію кислоти

(85 %), містилося 1372 мас. ч. дистен-силіманіту та 500 мас. ч. H_3PO_4 . В такому разі прореагувало тільки 413 мас. ч. дистен-силіманіту, а $1372 - 413 = 959$ мас. ч. залишилось. За реакцією (2) має утворитися 622 мас. ч. ортофосфату алюмінію, 51 мас. ч. кварцу та 117 мас. ч. кремнієвої кислоти. Сумарна розрахункова маса проби становить 1749 мас. ч.

Однак невизначена частина фосфату алюмінію знаходиться в аморфному стані. Для її встановлення скористаємося даними кількісного фазового аналізу, який дає відносний розподіл кристалічних фаз. Якщо встановлена кількість залишкового дистен-силіманіту 64,5 %, а його розрахункова кількість 959 мас. ч., то сумарна кількість кристалічних фаз становить $959/0,645 = 1487$ мас. ч. Отже, кількість аморфного фосфату алюмінію дорівнює різниці розрахункової маси проби і кількості виявлених у ній кристалічних фаз: $1749 - 1487 = 262$ мас. ч. Кількість фосфату алюмінію в кристалічному стані $622 - 262 = 360$ мас. ч., що становить $(360/1487) \cdot 100 = 24,2$ %.

Розрахунковий результат не співпадає з даними рис. 4. Але відомо, що фази AlPO_4 і SiO_2 мають ідентичні рентгенограми, тому встановити кількісне співвідношення між ними тільки за результатами фазового аналізу неможливо. При цьому відомий сумарний вміст цих кристалічних фаз: $17,8 + 9,8 = 27,6$ %. Розрахунковий вміст кристалічного AlPO_4 дорівнює 24,2 %, тоді кількість кварцу $27,6 - 24,2 = 3,4$ %. За реакцією (2) розрахункова кількість утвореного SiO_2 має бути $(51/1487) \cdot 100 = 3,4$ %. Розрахункова кількість

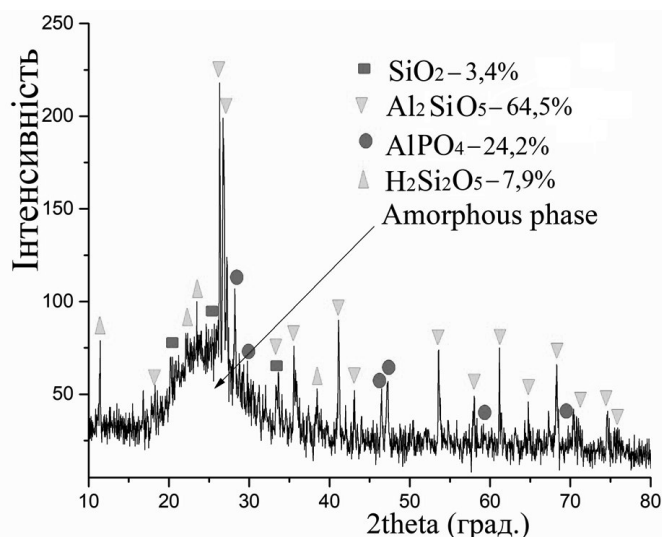


Рис. 5. Виправлена дифрактограма композиції дистен-силіманіту (7 мас. ч.) з ортофосфорною кислотою (3 мас. ч.), обробленої при температурі 300 °C

кремнієвої кислоти $(117/1487) \cdot 100 = 7,9 \%$. Таким чином, отримано повний збіг розрахункових даних з експериментальними. Виправлену дифрактограму цієї композиції з розшифровкою наведено на рис. 5.

З метою встановлення динаміки перетворень дослідженого ЗК при нагріванні проведено диференційний термогравіметричний аналіз. Графік термоаналізу наведено на рис. 6.

На графіку виявлено два мало виражені ендотермічні ефекти при температурі до 200 °C. Їх слід пояснити наявністю у композиції гігроскопічної фази $H_2Si_2O_5$.

При температурі 417,9 °C зафіксовано ендотермічний ефект, який супроводжується стрибкоподібним, але незначним, зменшенням маси. Очевидно, цей ефект пов'язано із розпадом фази $H_2Si_2O_5$, в ре-

зультаті якого утворюється кремнезем SiO_2 і видаляється H_2O .

Загальне плавне тепловиділення в інтервалі 200...500 °C — результат переходу фосфату алюмінію $AlPO_4$ із аморфної у кристалічну форму. Нагрівання вище температури 500 °C не показує жодного теплового ефекту, тобто ортофосфат алюмінію (так само як кварц і дистен-силіманіт) у незмінному вигляді зберігаються до 1000 °C. Термічна стабільність системи дає можливість використати її у складі ливарних стрижнів.

У системах ортофосфорної кислоти з обома вогнетривкими алюмосилікатами — пірофілітом та дистен-силіманітом — підтверджено утворення при нагріванні алюмофосфатних ЗК. Для порівняння їх зв'язувальної здатності було приготовлено стрижневі суміші наступного складу: кислота ортофосфорна (85%-й розчин) — 3,0 %, пілоподібний алюмосилікат — 5,0 %, пісок кварцовий — решта. Зразки сумішей сушили протягом 1 год при температурі 300 °C.

Результати визначення міцності при стисканні наступні: суміш з пірофілітом — 0,65 МПа, суміш з дистен-силіманітом — 1,55 МПа. Такий результат пояснюється тим, що після взаємодії ортофосфорної кислоти з пірофілітом утворюється більша кількість залишкового кварцу (як встановлено фазовим аналізом з подальшим розрахунком — 64 %). Після взаємодії кислоти з дистен-силіманітом сумарна кількість залишкових фаз (кварцу та кремнієвої кислоти) значно менша — близько 11 % (див. рис. 5). Також у системі з дистен-силіманітом утворюється відносно більша кількість ортофосфату алюмінію.

Враховуючи отримані теоретичні та практичні результати, для створення алюмофосфатної стрижневої суміші вибрано поєднання ортофосфорної кислоти з дистен-силіманітом. Для більш повного проходження хімічної реакції (2) утворення ЗК масо-

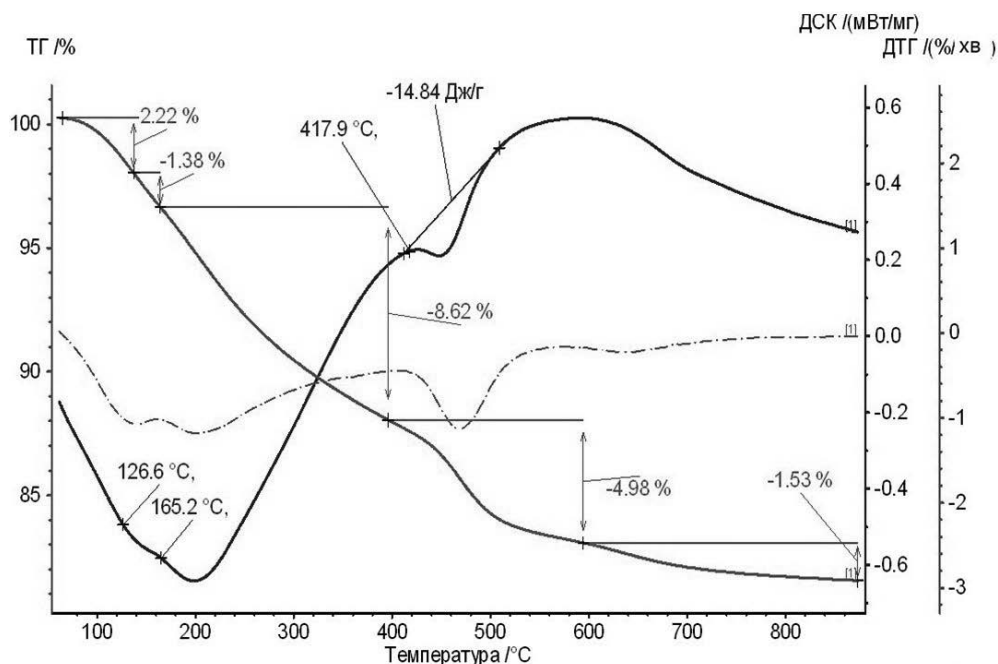


Рис. 6. Диференційний термогравіметричний аналіз композиції дистен-силіманіту (7 мас. ч.) з ортофосфорною кислотою (3 мас. ч.), обробленої при температурі 300 °C

ве співвідношення компонентів має відрізнятися від того, яке використано під час попереднього експерименту. За розрахунком воно має становити 1,4 мас. ч. розчину ортофосфорної кислоти на 1 мас. ч. дистен-силіманіту.

Під час приготування сумішей кислоту з дистен-силіманітом змішували попередньо. Оскільки кількість кислоти переважала, ці попередньо приготовлені композиції мали вигляд суспензій.

Залежність властивостей суміші від її складу досліджували за ортогональним центральним композиційним планом експерименту на три фактори. Першим фактором є склад суспензії, а конкретно — вміст в ній дистен-силіманіту. Другим фактором є загальний вміст суспензії в суміші. Третім фактором вибрано вміст води. Воду розглядали як можливо необхідну технологічну добавку, а також враховували те, що вона може впливати на концентрацію кислоти. Матрицю експерименту та результати визначення міцності представлено у таблиці.

Всі зразки сушили протягом 1 год при температурі 300 °С.

За результатами виконаних дослідів отримано рівняння регресії, яке показує залежність міцності суміші від складу:

$$\sigma = 0,256 - 0,683 \cdot x_1 + 0,584 \cdot x_2 + 0,069 \cdot x_3 + 0,51 \cdot x_1 \cdot x_2 + 0,07 \cdot x_1 \cdot x_3 + 0,005 \cdot x_2 \cdot x_3 + 0,486 \cdot (x_1)^2 + 0,253 \cdot (x_2)^2 + 0,046 \cdot (x_3)^2, \quad (3)$$

де x_1 — вміст дистен-силіманіту в суспензії, умовні одиниці; $x_1 = (\% \text{ДС} - 30)/20$;

x_2 — загальний вміст суспензії в суміші; $x_2 = (\% \text{Сусп} - 4,5)/1,5$;

x_3 — вміст води в суміші; $x_3 = (\% \text{В} - 1,5)/1,5$.

Вплив складу суспензій на міцність зразків стрижневої суміші наведено на рис. 7.

На усіх графічних залежностях, зображених на рис. 7, спостерігаються максимуми при вмісті 30 % дистен-силіманіту в суспензії. Розташування кривих на графіку підтверджує, що загальний вміст суспензії, а отже і кількість утвореного алюмофосфатного ЗК, сприяють підвищенню міцності.

Вплив вмісту води на міцність зразків стрижневої суміші наведено на рис. 8.

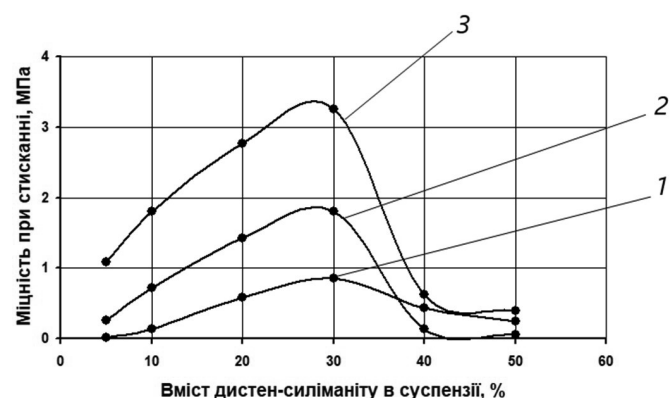


Рис. 7. Залежність міцності від вмісту дистен-силіманіту в суспензії: 1 — суміші з 3 % суспензії; 2 — суміші з 4,5 % суспензії; 3 — суміші з 6 % суспензії

Таблиця

Результати експерименту

Індекс	Вміст дистен-силіманіту в суспензії, %ДС	Вміст суспензії в суміші, %Сусп	Вміст води в суміші, %В	Середня міцність, МПа
1	50	6	3	0,47
2	50	6	0	0,10
3	50	3	3	0,11
4	50	3	0	0,11
5	10	6	3	2,39
6	10	6	0	2,65
7	10	3	3	0,34
8	10	3	0	0,27
9	30	4,5	3,3	0,59
10	30	4,5	0	0,12
11	30	6,3	1,5	1,45
12	30	2,7	1,5	0,13
13	54	4,5	1,5	0,06
14	6	4,5	1,5	2,21
15	30	4,5	1,5	0,41

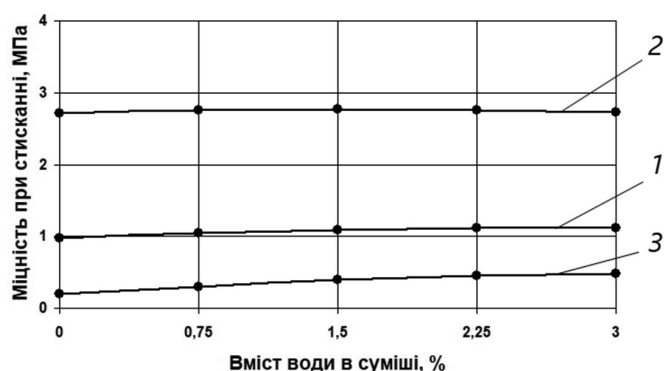


Рис. 8. Залежність міцності сумішей від вмісту води: 1 — суспензії з 10 % дистен-силіманіту; 2 — суспензії з 30 % дистен-силіманіту; 3 — суспензії з 50 % дистен-силіманіту

Вміст води, як видно із графічних залежностей, практично не впливає на міцність. Отже, воду не слід вважати обов'язковим компонентом суміші.

Порівнюючи властивості сумішей із суспензіями різного складу, спостерігаємо відчутну різницю між ними. Суспензії з низьким 10 % (крива 1) і високим 50 % (крива 3) вмістом пилоподібного дистен-силіманіту мають значно меншу міцність, ніж суміші з попередньо визначеним оптимальним вмістом дистен-силіманіту 30 % (крива 2).

Графічні залежності для сумішей без додавання води показано на рис. 9. При цьому суспензії з мінімальним 10 % (крива 1) і максимальним 50 % (крива 3) вмістом пилоподібного дистен-силіманіту також забезпечують меншу міцність зразків. Суспензія з 30 % дистен-силіманіту при загальному вмісті в суміші понад 5 % забезпечує стабільно високу міцність (понад 2 МПа).

За результатами виконання композиційного плану експерименту встановлено, що алюмофосфатна стрижнева суміш має містити 5...6 % суспензії, яка складається із 30 % пилоподібного дистен-силіманіту і 70 % ортофосфорної кислоти. При цьому міцність становить 2,0...3,0 МПа. Суміш ще до встановлення фізико-хімічних процесів утворення алюмофосфатного ЗК та його властивостей стала об'єктом патентування [18].

Висновки

1. Встановлено утворення алюмофосфатних зв'язувальних компонентів у композиціях ортофосфорної кислоти з пірофілітом та дистен-силіманітом після їх нагрівання до 300 °С. Зв'язувальні компоненти утворюються в результаті прямої хімічної взаємодії алюмосилікатів з кислотою, і цей процес може бути реалізовано у складі стрижневої суміші.

2. Вперше досліджено механізм взаємодії дистен-силіманіту з ортофосфорною кислотою і показано, що в результаті хімічної взаємодії між ними, окрім зв'язувального компонента (ортофосфату алюмінію) та залишкового SiO_2 , утворюється додатковий продукт — різновид кремнієвої кислоти $\text{H}_2\text{Si}_2\text{O}_5$, якого не виявлено у жодній іншій системі ортофосфорної кислоти з алюмосилікатами.

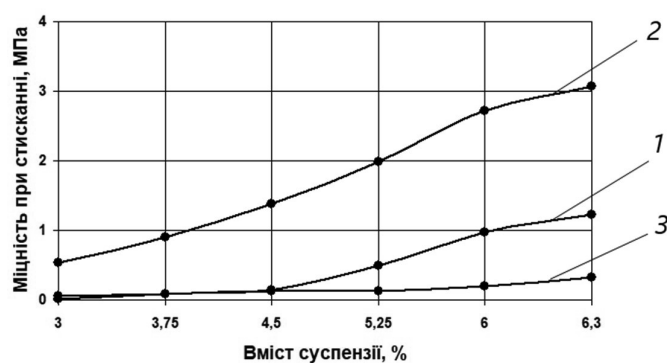
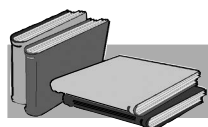


Рис. 9. Залежність міцності сумішей від загального вмісту суспензії: 1 — суспензії з 10 % дистен-силіманіту; 2 — суспензії з 30 % дистен-силіманіту; 3 — суспензії з 50 % дистен-силіманіту

3. Досліджено фазовий склад утворених алюмофосфатних зв'язувальних компонентів. Показано, що в композиції з пірофілітом утворюються виключно кристалічні фази — ортофосфат алюмінію та залишковий кварц. В композиції з дистен-силіманітом ортофосфат алюмінію розподілено між кристалічним та аморфним станами, а загальна його кількість більша, що забезпечує значно більшу міцність затверділої композиції.

4. Показано, що утворені зв'язувальні компоненти є термічно стабільними та не мають поліморфних перетворень при нагріванні до 1000 °С. Алюмофосфатний зв'язувальний компонент, утворений із ортофосфорної кислоти і дистен-силіманіту, змінює під час нагрівання аморфну будову на кристалічну. Вказані особливості не перешкоджають розробленню стрижневої суміші на основі досліджених алюмофосфатів.

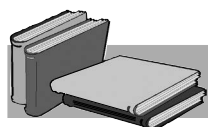
5. Із застосуванням композиційного методу планування експериментів досліджено залежність міцності стрижневої суміші з ортофосфорною кислотою і дистен-силіманітом від співвідношення її компонентів. У результаті встановлено, що суміш оптимального складу містить 5...6 % суспензії (30 % пилоподібного дистен-силіманіту і 70 % ортофосфорної кислоти), решта — кварцовий пісок. Міцність після нагрівання зразків до 300 °С становить 2,0...3,0 МПа.



ЛІТЕРАТУРА

1. Czerwinski F., Mir M., Kasprzak W. Application of cores and binders in metalcasting. *International Journal of Cast Metals Research*. 2015. Vol. 28. Iss. 3. P. 129-139. DOI: <https://doi.org/10.1179/1743133614Y.0000000140>
2. Banganayi F.C., Nyembwe D.K., Polzin H. Optimisation of an Environmentally Friendly Foundry Inorganic Binder Core Making Process for the Replacement of an Organic Binder. *MRS Advances*. 2020. 5 (25). P. 1323-1330. DOI: <https://doi.org/10.1557/adv.2020.225>
3. Fortini A., Merlin M., Raminella G. A Comparative Analysis on Organic and Inorganic Core Binders for a Gravity Diecasting Al Alloy Component. *Inter Metalcast*. 2022. №16. P. 674-688. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40962-021-00628-1>
4. Судакас Л.Г. Фосфатные вяжущие системы. Санкт-Петербург: РИА «Квинтет», 2008. 260 с.
5. Bennett J., Nakano A., Nakano J., Thomas H. Aluminum Phosphate Phase Changes Caused by the Exposure Environment. National Energy Technology Laboratory. USDOE, USA; 2 LRST, USA. URL: <https://www.osti.gov/servlets/purl/1598988>
6. Chung D.D.L. Acid aluminum phosphate for the binding and coating of materials. *Journal of Materials Science*. 2003. 38 (13). P. 2785-2791. DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1024446014334>
7. Han Hui. The exploitation and application of phosphate binders in foundry. *Hot Working Technology*. 1990 (01). P. 40-43.
8. Дорошенко С.П., Авдокушин В.П., Русин К., Мацашек И. Формовочные материалы и смеси. Киев: Вища школа, 1990. 415 с.
9. Дорошенко С.П. Формувальні суміші. Київ: ІЗМН, 1997. 140 с.
10. Liutyi R.V., Tyshkovets M.V., Liuta D.V. Foundry Core Mixtures with Orthophosphoric Acid and Different Aluminum-Containing Compounds. *Physics and Chemistry of Solid State*. 2020. Vol. 21. No. 1. P. 176-184. DOI: <https://doi.org/10.15330/pcss.21.1.176-184>
11. Кеуш Д.В. Закономерности образования связующих из ортофосфорной кислоты и огнеупорных наполнителей. *Процессы литья*. 2015. № 4 (112). С. 40-46.
12. Лютий Р.В., Кочешков А.С., Кеуш Д.В., Думчева К.Ю. Алюмофосфатные формовочные смеси. *Вісник ДДМА*. 2011. № 4 (25). С. 104-110.
13. Liutyi R., Liuta D., Petryk I. Structural Construction of Binders Based on Orthophosphoric Acid and Refractory Materials. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2021. Vol. 2021. DOI: <https://doi.org/10.1155/2021/6667769>
14. Onoda H., Sakai R., Nakahira A., Tanaka I. Synthesis of porous aluminum phosphate bulks by hydrothermal hot pressing process and their analytical characterizations. *Inorganic Materials*. 2009. 45. P. 1048-1052. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0020168509090180>
15. Moukannaa S., Aboulayt A., Hakkou R. et al. Fusion of phosphate by-products and glass waste for preparation of alkali-activated binders. *Composites Part B: Engineering*. 2022. Vol. 242. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2022.110044>
16. Копейкин В.А., Клементьева В.С., Красный Б.Л. Огнеупорные растворы на фосфатных связующих. Москва: Металлургия, 1986. 102 с.
17. Энциклопедия неорганических материалов / Под ред. И.М. Федорченко. Киев: Главная редакция Украинской советской энциклопедии, 1977. — в 2 т.: Т.1 — 840 с., Т.2 — 814 с.
18. Патент України № 99789. МПК В22С 9/12. Спосіб зміцнення ливарних стрижнів / Р.В. Лютий, Д.В. Кеуш, О.А. Анісімова, опубл. 25.06.2015. Бюл. № 12.

Надійшла 07.03.2023



REFERENCES

1. Czerwinski, F., Mir, M., Kasprzak, W. (2015). Application of cores and binders in metalcasting. *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 28, iss. 3, pp. 129-139, doi: <https://doi.org/10.1179/1743133614Y.0000000140>
2. Banganayi, F., Nyembwe, D., Polzin, H. (2020). Optimisation of an Environmentally Friendly Foundry Inorganic Binder Core Making Process for the Replacement of an Organic Binder. *MRS Advances*, no. 5 (25), pp. 1323-1330, doi: <https://doi.org/10.1557/adv.2020.225>
3. Fortini, A., Merlin, M., Raminella, G. (2022). A Comparative Analysis on Organic and Inorganic Core Binders for a Gravity Diecasting Al Alloy Component. *Inter Metalcast*, no. 16, pp. 674-688, doi: <https://doi.org/10.1007/s40962-021-00628-1>
4. Sudakas, L.G. (2008). Phosphate binder systems. Saint-Petersburg: Kvintet, 260 p. [in Russian].
5. Bennett, J., Nakano, A., Nakano, J., Thomas, H. (2019). Aluminum Phosphate Phase Changes Caused by the Exposure Environment National Energy Technology Laboratory. USDOE, USA; 2 LRST, USA. URL: <https://www.osti.gov/servlets/purl/1598988>

6. Chung, D.L. (2003). Acid aluminum phosphate for the binding and coating of materials. *Journal of Materials Science*, no. 38 (13), pp. 2785-2791, doi: <https://doi.org/10.1023/A:1024446014334>
7. Han Hui (1990). The Exploitation and application of phosphat binders in foundry. *Hot Working Technology*, no. 1, pp. 40-43.
8. Doroshenko, S.P., Avdokushin, V.P., Rusin, K., Matsashek, I. (1990). Molding materials and mixtures. Kyiv: Vyscha shkola, 416 p. [in Russian].
9. Doroshenko, S.P. (1997). Molding mixtures. Kyiv: IZMN, 140 p. [in Ukrainian].
10. Liutyi, R.V., Tyshkovets, M.V., Liuta, D.V. (2020). Foundry Core Mixtures with Orthophosphoric Acid and Different Aluminum-Containing Compounds. *Physics and Chemistry of Solid State*, vol. 21, no. 1, pp. 176-184, doi: <https://doi.org/10.15330/pcss.21.1.176-184>
11. Keush, D.V. (2015). Patterns of Formation of Binders from Orthophosphoric Acid and Refractory Fillers. *Casting processes*, no. 4 (112), pp. 40-46 [in Russian].
12. Liutyi, R.V., Kocheshkov, A.S., Keush, D.V., Dumcheva, K.Yu. (2011). Aluminophosphate molding sands. *Herald of DSEA*, no. 4 (25), pp. 104-110 [in Russian].
13. Liutyi, R., Liuta, D., Petryk, I. (2021). Structural Construction of Binders Based on Orthophosphoric Acid and Refractory Materials. *Advances in Materials Science and Engineering*, vol. 2021, doi: <https://doi.org/10.1155/2021/6667769>
14. Onoda, H., Sakai, R., Nakahira, A. et al. (2009). Synthesis of porous aluminum phosphate bulks by hydrothermal hot pressing process and their analytical characterizations. *Inorganic Materials*, no. 45, pp. 1048-1052, doi: <https://doi.org/10.1134/S0020168509090180>
15. Moukannaa, S., Aboulayt, A., Hakkou, R. et al. (2022). Fusion of phosphate by-products and glass waste for preparation of alkali-activated binders. *Composites Part B: Engineering*, vol. 242, doi: <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2022.110044>
16. Kopejkin, V.A., Klementyeva, V.S., Krasnij, B.L. (1986). Refractory solutions based on phosphate binders. Moscow: Metallurgiya, 102 p. [in Russian].
17. Fedorchenko I.M. (Ed.) (1977). Encyclopedia of Inorganic Materials. Kyiv: The main edition of the Ukrainian Soviet Encyclopedia, vol. 1 — 840 p., vol. 2 — 814 p. [in Russian].
18. Patent of Ukraine no. 99789. IPC B22C 9/12. Method for hardening foundry cores, Liutyi R.V., Keush D.V., Anisimova O.A., published 25.06.2015, bull. no. 12 [in Ukrainian].

Received 07.03.2023

Summary

R.V. Liutyi¹, PhD (Engin.), Docent, Associate Professor,
e-mail: rvl2005@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0001-6655-6499>

A.S. Kocheshkov¹, PhD (Engin.), Docent, Associate Professor,
e-mail: asko@iff.kpi.ua, <https://orcid.org/0000-0001-6923-1403>

O.M. Myslyvchenko², PhD (Engin.), Senior Research Scientist, Senior
Researcher, e-mail: zvyagina47@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0003-4903-6488>

D.V. Liuta¹, PhD (Engin.), Senior Researcher, e-mail: dawusikya@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-5247-4713>

¹National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic
Institute (Kyiv, Ukraine)

²Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of the NAS of
Ukraine (Kyiv, Ukraine)

Creation of binders for casting cores from orthophosphoric acid and aluminosilicate fillers

The article presents the results of the research of aluminophosphate binders, which were obtained as a result of the chemical interaction of orthophosphoric acid with dust-like aluminosilicates. The subjects of the research are the phase and chemical composition, the dynamics of thermal transformations of the binders, as well as the properties of core mixtures with them. In the experiments, it was established that due to the chemical interaction of dust-like pyrophyllite $Al_2(OH)_2[Si_4O_{10}]$ or dysten-sillimanite $Al_2O_3[SiO_4]$ with orthophosphoric acid after heating to 300 °C, strong and thermally stable binders are formed, which are crystalline and amorphous aluminum orthophosphates. These phases provide strong bonding of the refractory filler and high strength of the core mixture.

X-ray phase and differential thermogravimetric analyzes were used in the work to determine the structure and properties of

binders. To determine the composition of the core mixture, the compositional planning of the experiment with appropriate data processing was applied.

For the first time, the structure of aluminum phosphate binders, which were obtained from refractory fillers common in foundry production, was investigated. The conditions for the formation of crystalline phases were analyzed for the first time. It was established that as a result of the interaction of orthophosphoric acid with dysten-sillimanite, a larger specific amount of aluminum orthophosphate and a smaller amount of residual quartz is formed than when the acid interacts with pyrophyllite. This ensures a higher strength of the core mixture, for the formation of the binder in which orthophosphoric acid and dysten-sillimanite are used.

Mass ratios are taken into account for the complete realization of the chemical reaction of the formation of the aluminum phosphate binder. The composition of a core mixture based on quartz sand with orthophosphoric acid and dysten-sillimanite was developed, which hardens after heating to 300 °C and has a compressive strength of at least 2.0 MPa.

Keywords

Aluminosilicate, dysten-sillimanite, binder, strength, orthophosphoric acid, pyrophyllite, core mixture, thermogravimetric analysis, X-ray phase analysis.

В.А. Гнатуш, канд. техн. наук, незалежний аналітик, e-mail: vgnatush@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-0772-686x>

В.С. Дорошенко, д-р техн. наук, ст. наук. співр., пров. наук. співр., e-mail: doro55v@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-0070-5663>

С.І. Клименко, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: ukrdeplit15@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-2431-451X>

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

Тренди ливарного ринку України в першій чверті XXI століття

Представлено аналіз стану ливарного виробництва в Україні. Ливарна промисловість України в XXI столітті суттєво знизила свої виробничі показники, що обумовлено впливом таких факторів, як стагнація галузей, які споживають металеві виливки, а також зменшення експорту. На цю ситуацію негативно вплинула пандемія COVID-19, як і на світове ливарне виробництво, через зменшення попиту на виливки у кінцевих виробників. Прогнозувалось, що в найближчій перспективі слід очікувати позитивні зрушення. Проте напад росії на Україну 24 лютого 2022 р. вніс суттєву корекцію в розвиток глобальної економіки, а, відповідно, і в функціонування світової ливарної промисловості. Підприємства України ливарної галузі відчули на собі вплив війни, деякі з них отримали часткове руйнування виробничих приміщень. Великі ливарні підприємства України розташовані здебільшого в південно-східних регіонах, які найбільше постраждали від бойових дій. В той же час для відображення реальної ситуації в ливарній промисловості України доцільно організувати збір реальних даних стосовно виробництва в країні виливків з різних сплавів, а також стосовно експорту та імпорту ливарних виробів. Це дозволить прийняти дієві рішення стосовно програми модернізації галузі та розвитку галузей, які споживають вітчизняні металеві виливки. В кінцевому підсумку це сприятиме підвищенню конкурентоздатності української продукції та збільшенню надходжень до бюджету України. Для оцінки напрямів розвитку ливарного виробництва передових країн світу наведено статистичні дані країн-лідерів щодо випуску виливків та більш докладно таких країн, як Польща, Німеччина та США. Структура виробленої литої продукції у світі перебуває в постійній динаміці, і відбувається постійна зміна співвідношення обсягів виробленого литва з різних сплавів. Останні роки характеризуються тенденцією скорочення виробництва виливків зі сталі і сірого чавуну з одночасним збільшенням частки виливків з високоміцного чавуну та алюмінієвих сплавів.

Ключові слова: ринок, виливки, Україна, ливарне виробництво, сплави, підприємства, інновації, виробничі кадри.

Вступ. Ливарна промисловість є важливим компонентом глобальної економіки. Литі вироби з чорних і кольорових сплавів використовують в багатьох галузях: від автомобілебудування до оборонної промисловості. Українська ливарна промисловість в XX столітті відігравала важливу роль в промисловості країни. В цей період максимальне виробництво виливків в країні перевищувало 6 млн т на рік. Проте, на початковому етапі незалежності внаслідок зміни тренду розвитку споживаючих галузей і зменшення внутрішнього попиту на металеві виливки галузь продемонструвала негативний тренд. На початку XXI століття максимальний обсяг виробництва виливків сягав 1 млн т. В 20-х роках XXI століття, осо-

бливо внаслідок руйнування промислового потенціалу України російсько-українською війною, вельми актуальним є формування плану та умов відновлення ливарної промисловості країни.

Проблематика ринку металевих виливків як в глобальному вимірі, так і в форматі окремих країн розглянута в роботах М. Muralidhar і G.L. Datta M. (Індія); М. Holtzer, R. Danko, S. Żymankowska-Kumon (Польща); М. S. Soiński, P. Kordas, K. Skurka (Польща); Dr. Heinz-Jürgen Büchner (Німеччина); В.А. Гнатуша, В.С. Дорошенка, О.Й. Шинського, С.І. Клименка (Україна) та інших.

Метою статті є проведення аналізу статистичних даних, технічних та економічних оглядів стосовно

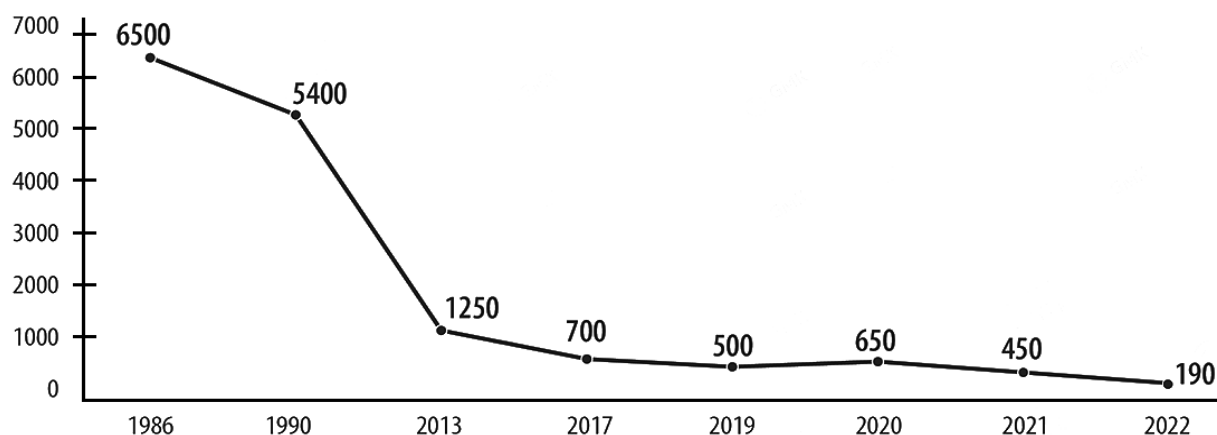


Рис. 1. Обсяги виробництва металевих виливків в Україні (тис. т) по роках [2]

ринку металевих виливків України за 2017-2022 рр. в розрізі підприємств, сплавів і виробничих кадрів. Для порівняння розглядаються також сучасні тренди розвитку ливарної промисловості в деяких країнах ЄС і США.

Виробництво металевих виливків в Україні за опублікованими даними Держстату України [1] впродовж 2017-2021 рр. коливалось в діапазоні від 46,4 до 80,4 тис. т. В той же час згідно з інформацією [2] за вказаний період виробництво виливків в кількісному вимірі зменшилось з 700 (2017 р.) до 450 тис. т (2021 р.), тобто з середньорічним темпом (CAGR, Compound annual growth rate) –8,5 %. В результаті російсько-української війни виробництво виливків в країні скоротилось до 190 тис. т або на –57,8 % проти показника 2021 р. (рис. 1). Великі ливарні підприємства розташовуються здебільшого в південно-східних регіонах України, які найбільше постраждали від бойових дій.

В той же час відзначається [2], що підприємства країни потенційно можуть виробляти 1,5-2,0 млн т продукції. Однак в 2022 р. середня завантаженість ливарних виробничих потужностей становила 20-30 %. Загалом це свідчить про те, керівництво України не сприяє в повній мірі розвитку металообробних та машинобудівних сегментів промисловості, таких як транспортобудування, верстатобудування, оборонна

промисловість, металургійна переробка твердих відходів тощо.

Слід відзначити, що за даними Modern Casting [3, 4] виробництво металевих виливків у світі в 2020 р. становило 105,5 млн т проти 109,9 млн т в 2017 р., тобто зменшилось з середньорічним темпом – 1,0 %. Це обумовлено негативним впливом пандемії COVID-19 на світову економіку, а також нестабільністю фінансової та політичної ситуації в світі.

В той же час аналітики компанії Allied Market Research (США) позитивно оцінюють перспективи світового ливарного ринку. Якщо в 2021 р. світовий ринок металевих виливків оцінювався в 129,5 млрд USD, то у 2031 р. за прогнозом він зросте до 226,8 млрд USD, продемонструвавши CAGR 5,8 %. В розрізі галузей майже 40 % споживання виливків припадає на автомобілебудування. Очікується, що цей сегмент буде зростати з CAGR у 6,3 % впродовж прогнозованого періоду. Серед ливарних технологій чільна частка припадає на лиття в піщану форму — близько 33 %. Прогнозоване зростання цього сегмента буде складати 6,2 % CAGR. Найбільш динамічним регіоном світу на ливарному ринку буде Азіатсько-Тихоокеанський регіон з CAGR 6,2 % [5].

Реалізація ливарних виробів компаніями України у вартісному вимірі впродовж 2017-2021 рр. збільшилась з середньорічним темпом 3,2 % (табл. 1).

Таблиця 1

Реалізація ливарних виробів компаніями України

Найменування виробництва	Код за КВЕД–2010	2017		2021		CAGR (2017-2021), %
		Вартість, млн грн	Частка, %	Вартість, млн грн	Частка, %	
Лиття металів	24.5	2526,1	100,0	2950,9	100,0	3,16
Лиття чавуну	24.51	697,6	27,6	484,0	16,4	–7,05
Лиття сталі	24.52	1422,8	56,3	1264,2	42,8	–2,34
Лиття легких кольорових металів	24.53	313,3	12,4	1146,3	38,8	29,62
Лиття інших кольорових металів	24.54	92,4	3,7	56,4	1,9	–9,4

Примітка. Вихідні дані від Держстату України [1]. Розрахунки авторів.

Таблиця 2

Активні ливарні підприємства в Україні

Найменування виробництва	Код за КВЕД–2010	2017		2021		2022, 1 листопада		CAGR (2017–2021), %	2022 до 2021, %
		Кількість, од.	Частка, %	Кількість, од.	Частка, %	Кількість, од.	Частка, %		
Лиття чавуну	24.51	81	44,5	84	39,8	59	41,3	0,7	–29,8
Лиття сталі	24.52	42	23,1	49	23,2	34	23,8	3,1	–30,6
Лиття легких кольорових металів	24.53	40	22,0	50	23,7	33	23,1	4,6	–34,0
Лиття інших кольорових металів	24.54	19	10,4	28	13,3	17	11,9	8,1	–39,3
Разом		182	100,0	211	100,0	143	100,0	3,0	–32,2

Примітка. Вихідні дані від Держстату України [1]. Розрахунки авторів.

Найбільш динамічно реалізовувались виливки з легких кольорових металів (алюміній та магній): зростання з CAGR 29,6 %. Це співпадає з трендом світового попиту на виливки з сплавів легких металів.

За результатами 2021 р. повідомляється [1], що загальна вартість реалізації ливарних виробів склала 2950,9 млн грн, з яких 33,3 %, або 982,1 млн грн, прийшлося на експортні поставки. Загальна кількість активних ливарних підприємств в Україні впродовж 2017–2021 рр. збільшилась з 182 до 211 з середньорічним темпом 3,0 % (табл. 2).

Найбільше, на 8,1 % CAGR, зросла кількість підприємств, які виготовляють виливки з інших кольорових металів (сплави міді, цинку тощо). Російсько-українська війна, яка розпочалась 24 лютого 2022 р., негативно вплинула на ливарні підприємства країни; загальна кількість активних ливарних підприємств зменшилась на 32,2 % проти 2021 р. (табл. 2). При цьому найбільше, на 39,3 %, скоротилась кількість підприємств, які виробляли виливки з інших кольорових металів.

Слід відзначити, що в 2021 р. порівняно з 2017 р. кількість працівників ливарних підприємств в Україні збільшилась з середньорічним темпом 0,3 % (табл. 3).

При цьому найбільше, на 1,4 % CAGR, зросла кількість працівників, які виробляють виливки з чавуну, в той час працівників сталеливарень зменшувалась щорічно на 0,9 %.

Споживання виливків. Дані стосовно виробництва в Україні окремих видів продукції, в яких використовують металеві виливки, демонструють впродовж 2017–2021 рр. понижувальний тренд (табл. 4).

Так, виробництво вагонів вантажних в кількісному вимірі зменшувалось з середньорічним темпом – 19,0 %, верстатів – 12,9 % і тракторів – 18,3 %. Звичайно, це далеко не повний перелік продукції, при виготовленні якої використовуються металеві виливки.

Як свідчать дані [1] в 2021 р. компанії України експортували котли для центрального опалення з ливарного чавуну в Республіку Молдова в ваговому вимірі 0,364 т. При цьому в Україні було імпортовано котли з ливарного чавуну загальною вагою 431,3 т з Італії, Литви, Німеччини, Польщі, Словаччини, Туреччини і Чехії.

Аналіз стану ливарного виробництва у світі в період з 2018 по 2020 р. [7] свідчить, що спостерігається істотне падіння сумарних обсягів світового випуску виливків (приблизно на 7 % у порівнянні даних 2018 та 2020 рр.) (рис. 2).

Таблиця 3

Чисельність працівників ливарних підприємств України

Найменування виробництва	Код за КВЕД–2010	2017		2021		CAGR (2017–2021), %
		Кількість, од.	Частка, %	Кількість, од.	Частка, %	
Лиття чавуну	24.51	1592	34,0	1708	35,9	1,4
Лиття сталі	24.52	2157	46,0	2066	43,4	–0,9
Лиття легких кольорових металів	24.53	730	15,6	763	16,1	0,9
Лиття інших кольорових металів	24.54	209	4,4	218	4,6	0,8
Разом		4688	100,0	4755	100,0	0,3

Примітка. Вихідні дані від Держстату України [1]. Розрахунки авторів.

Виробництво в Україні окремих видів продукції, в якій використовують виливки

Найменування продукції	2017	2021	CAGR (2017-2021), %
	Кількість, тис. шт.	Кількість, тис. шт.	
Вагони вантажні та платформи	6,9	2,4	-19,0
Верстати для оброблення неметалевих матеріалів	1,0	0,5	-12,9
Засоби автотранспортні для перевезення 10 і більше осіб	0,9	0,9	0,0
Трактори з потужністю двигуна більше 59 кВт	3,3	1,2	-18,3

Примітка. Вихідні дані від Держстату України [6]. Розрахунки авторів.

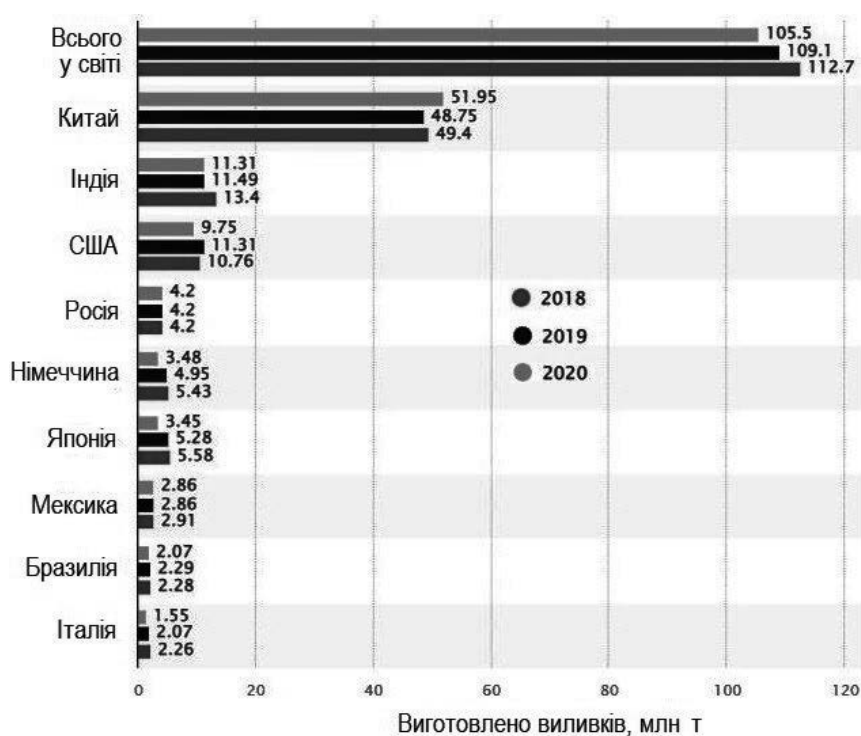


Рис. 2. Обсяг виробництва виливків у світі з 2018 до 2020 рр. [7]

Зменшення обсягів виробництва відбулося чи залишилося приблизно незмінним у більшості країн з найбільшими обсягами виробництва, за винятком Китаю, де виробництво дещо зросло. Це викликано, найбільш вірогідно, крім впливу інших факторів, загальним зниженням обсягів машинобудування. Проте, оскільки в останні роки помітно збільшувалася частка виливків з алюмінієвих сплавів у порівнянні з часткою виливків зі сплавів на основі заліза і з урахуванням того, що питома вага алюмінієвих сплавів у кілька разів нижча, можна припустити, що при нижчому тоннажі щорічно вироблялась не менша кількість виливків. Для порівняння напрямів розвитку і співвідношень випуску виливків за видами сплавів розглянемо тренди ринку деяких передових країн Європи і Америки.

Тренди ливарного ринку Німеччини та Польщі.

В звіті Європейської ливарної асоціації (The European Foundry Association, CAEF) [8] відзначається, що в 2021 р. німецькі машинобудівні компанії зафіксували зростання замовлень на 32 % порівняно з попереднім роком. При цьому внутрішні замовлення зросли

на 18 %, а зовнішні — на 39 %. У 2021 р. чавуно- та сталеливарні заводи Німеччини отримали замовлення на близько 3,5 млн т виливків, що на 19,4 % більше проти 2020 р. При цьому замовлення від автомобілебудування виросли на 10,8 %, а від машинобудівної промисловості — на 39,4 % проти попереднього року. Ливарні заводи Німеччини, що спеціалізуються на виливках із сплавів кольорових металів, отримали замовлення від автомобільної промисловості більше на 3,8 %, а від машинобудування — на 26,7 %. В результаті в 2021 р. Німеччина експортувала 1,36 млн т виливків, що на 17,2 % більше попереднього року. У 2021 р. завантаженість потужностей у виробників чавунних виливків (сірого та з кулястим графітом) склало 85,3 % (+27,1 % проти 2020 р.), у виробників сталевих виливків — 79,3 % (+10,6 %), а у виробників виливків з сплавів кольорових металів — 78,8 % (+10,6 %) [8].

Виробництво в Німеччині виливків зі **сплавів чорних металів** (чавун сірий, з кулястим графітом, ковкий та сталь) у 2021 р. склало 3,2 млн т, що на 16,4 %

Таблиця 5

Параметри ринку виливків з сірого чавуну, чавуну з кулястим графітом, ковкого чавуну та сталі Німеччини, Польщі та країн CAEF в 2017 і 2021 рр.

Показник	2017	2021	CAGR (2017-2021), %
Виробництво в Німеччині, млн т	4,185	3,158	-5,5
Виробництво в Польщі, млн т	0,690	0,571	-3,7
Виробництво в країнах CAEF, млн т	12,106	10,707	-2,4
Частка Німеччини, %	34,6	29,5	-3,1
Кількість ливарень в Німеччині, од.	240	220	-1,7
Кількість ливарень в Польщі, од.	215	216	0,1
Кількість ливарень в країнах CAEF, од.	1878	1613	-3,0
Частка Німеччини, %	12,8	13,6	1,2
Кількість працівників в Німеччині	41774	34657	-3,7
Кількість працівників в Польщі	16000	10600	-7,9
Кількість працівників в країнах CAEF	142673	122572	-3,0
Частка Німеччини, %	29,3	28,3	-0,7
Експорт Німеччиною, млн т	1,631	1,249	-5,2
Експорт Польщею, млн т	0,312	0,259	-3,7
Експорт країнами CAEF, млн т	4,768	4,244	-2,3
Частка Німеччини, %	34,2	29,4	-3,0
Частка експорту у виробництві, %:			
Німеччина	39,0	39,6	0,3
Польща	45,2	45,4	0,1
Країни CAEF	39,4	39,6	0,1

Примітка. Вихідні дані від CAEF [8]. Розрахунки авторів.

більше, ніж у 2020 р. [8]. При цьому за період 2017-2021 рр. виробництво вказаних виливків зменшилось з середньорічним темпом (CAGR) -5,5 %, а їх експорт — на -5,2 %. Під впливом негативних економічних факторів кількість виробництв виливків з сплавів чорних металів в країні зменшилось з CAGR -1,7 %, а кількість працівників — на -3,7 % (табл. 5).

В Польщі виробництво виливків зі сплавів чорних металів (чавун сірий, з кулястим графітом, ковкий та сталь) у 2021 р. склало 0,571 млн т, що на 9,0 % більше, ніж у 2020 р. [8]. При цьому за період 2017-2021 рр. виробництво вказаних виливків зменшилось з середньорічним темпом (CAGR) -3,7 %, а їх експорт — на -3,7 %. При цьому кількість виробництв виливків зі сплавів чорних металів в країні збільшилась з CAGR 0,1 %, а кількість працівників зменшилась на -7,9 % (табл. 5).

Виробництво виливків з чавуну з кулястим графітом в 2021 р. в Німеччині збільшилось на 19,2 % порівняно з попереднім роком, а в Польщі — на 9,0 % [8]. Слід відзначити, що в результаті впливу комплексу негативних економічних факторів виробництво

виливків з чавуну з кулястим графітом в 19 країнах CAEF впродовж 2017-2021 рр. зменшувалось з середньорічним темпом (CAGR) -2,0 %, в Німеччині — -6,4 % і в Польщі — -3,3 % (табл. 6).

Відзначається [8], що в 2021 р. виробництво автомобільних компонентів в Німеччині з чавуну з кулястим графітом зросло на 9,8 % (до 470 тис. т) , а литих деталей для машинобудування — на 33,7 % (до 424,5 тис. т).

Американське ливарне товариство (American Foundry Society, AFS) вважає, що напрямками подальшого розвитку ливарної промисловості США являється розробка нових продуктів, експорт ливарних виробів, рещоринг (повернення ливарного виробництва до США, з якої воно було раніше переведено до іншої країни з дешевою робочою силою) і конверсію виробництва (впровадження технологій, які покращують продуктивність, зменшують вагу виливків і скорочують час виготовлення виробів) [9]. Продажі литва виробниками США у 2022 р. зросли більш ніж на 9 %. AFS Metalcasting Forecast and Trends у 2023 р. прогнозує також збільшення продажів більш ніж на 4 %,

Таблиця 6

Параметри ринку виливків з чавуну з кулястим графітом Німеччини та країн CAEF в 2017 і 2021 рр.

Показник	2017	2021	CAGR (2017-2021), %
Виробництво в Німеччині, млн т	1,588	1,141	-6,4
Виробництво в Польщі, млн т	0,160	0,135	-3,3
Виробництво в країнах CAEF, млн т	5,145	4,657	-2,0
Частка Німеччини серед країн CAEF, %	30,9	24,5	-4,5

Примітка. Вихідні дані від CAEF [8]. Розрахунки авторів.

незважаючи на ризик рецесії в цьому році. У 2023 році стан промисловості загалом і лиття металів зокрема і США є стабільним. Останні закони, включаючи законопроект про інфраструктуру та закон про виробництво чіпів, сприяють подальшій діяльності з виробництва металів. Близько 94 % ливарних підприємств США цього року здійснюють капітальні інвестиції [10].

В огляді [9] відзначається, що ливарна промисловість США впроваджує такі нові технології:

- автоматизований моніторинг обладнання і виробництва для оцінки їх стану в реальному часі, а також прогнозне та профілактичне технічне обслуговування для зменшення вартості ремонту;
- віртуальне навчання та гарнітуру доповненої реальності для зменшення витрат на навчання робочого персоналу;
- комп'ютерне керування технологіями при плавленні металів;
- програмне забезпечення для управління ливарним виробництвом;
- технології переробки (рециклінгу) металевих відходів і брухту для забезпечення безвідходного виробництва;
- 3D-друк/адитивне виробництво для лиття без інструментів;
- програмне забезпечення моделювання виливків;
- робототехніка та цифрові маніпулятори.

Напрями відновлення потенціалу ливарної промисловості України. Ключовими напрямками на внутрішньому ринку країни є створення умов для збільшення **споживання** металевих виливків відповідними галузями української економіки. До таких відноситься автомобілебудування, верстатобудування, виробництво сільськогосподарської техніки, енергетичного обладнання, гідравлічного обладнання, військово-промисловий комплекс тощо. Другим напрямом є збільшення **експорту** металевих виливків до інших країн, серед яких слід виокремити країни ЄС, кандидатом до вступу до якого є Україна.

За урядовим планом і за словами першого віцепрем'єр-міністра — міністра економіки Юлії Свириденко [11], Україна має переробляти на метал більшість руди власного видобутку, а метали — на готову продукцію. Україна — дев'ята у світі за експортом металів (19 млн т на рік). Ми експортуємо велику кількість руди, яку за планом післявоєнного відновлення слід переробляти всередині країни. Адже тонна руди коштує 100-150 USD (доларів США), тонна металу — 500-1000 USD, а готовий металевий виріб — 1,5-

2 тис USD. Якщо з металевих виробів виготовляти енергетичні машини, то ціна доходить до 15-20 тис USD за тону [11].

Безпека України залежить лише від нас самих, для чого нам потрібне власне виробництво зброї на наших стартових майданчиках — підприємствах військово-промислового комплексу (ВПК). Уряд України ставить питання перед західними партнерами про трансфер військових технологій, аби максимально швидко налагодити виробництво усіх основних видів озброєння: від протиповітряної оборони до бронетехніки, ракет, стрілецької зброї, боєприпасів, літаків та кораблів. Наше завдання — сформулювати потужний військово-промисловий комплекс, що стане базою для подальшого розвитку аерокосмічних технологій з ключовою вимогою — локалізація виробництва не менше 60 % [11]. Важливу роль у цьому секторі відіграватиме IT, оскільки Україна робитиме ставку на military-tech. В цьому прикладі для наслідування може бути Ізраїль, який демонструє, як високі військові технології можуть стати двигуном цивільної економіки [11].

В свою чергу для підвищення ефективності та конкурентоздатності українських ливарень потрібна їх **модернізація** на базі сучасних ливарних технологій, обладнання та матеріалів. Для прискорення цього процесу має сенс створювати **спільні підприємства** з провідними ливарними компаніями ЄС і США. Базовою умовою для інвесторів є створення прийнятних (європейських) правил роботи на ринку України. Вирішення цієї проблеми особливо є актуальним, виходячи з необхідності відновлення промислового потенціалу країни після закінчення російсько-української війни.

Впровадження сучасних інновацій, виходячи з принципів Industry 4.0 (інформатизація, автоматизація, роботизація), потребує відповідної підготовки **професійних кадрів** як для ливарних підприємств, так і для науково-впроваджувальних інститутів (включно зі стартапами). В свою чергу це потребує створення на кафедрах університетів і коледжах учбових центрів, спільних з іноземними компаніями, виробниками сучасних інноваційних технологій та обладнання. Крім того, для підвищення компетенції студентів має сенс започаткувати в університетах курс «Ринок металевих виливків України та світу».

Актуальними напрямками розвитку української ливарної промисловості є **енергозбереження та переробка** (рециклінг) металевих та неметалевих відхо-

дів, а також розробка та впровадження відповідних технічних стандартів. Крім того, слід збільшити виробництво в Україні сучасного ливарного обладнання та ливарних матеріалів.

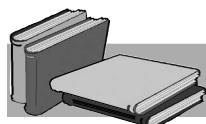
Таким чином, відновлення виробничого потенціалу української ливарної промисловості потребує **комплексного підходу** для розробки відповідної **Програми дій** на період до 2035 р. До складу **робочої групи** щодо розробки проєкту документу повинні входити представники ливарних компаній з України та ЄС, науковці інститутів, викладачі університетів, депутати Верховної Ради та відповідних міністерств, а також Асоціації ливарників України та Асоціації «Укрмашбуд». Для більш якісної оцінки сильних і слабких сторін ливарної промисловості України, а також можливостей та загроз, має сенс провести SWOT-аналіз шляхом анкетування та підготувати відповідний аналітичний звіт.

Висновки

Ливарна промисловість України в XXI суттєво знизилася свої виробничі показники, що обумовлено впли-

вом таких факторів, як стагнація галузей, які споживають металеві виливки, а також зменшенням експорту. В той же час для відображення реальної ситуації в ливарній промисловості України слід організувати надання реальних даних стосовно виробництва в країні виливків з чавунів сірого, ковкого та високоміцного, сталі, сплавів алюмінію, магнію, міді тощо, а також стосовно експорту та імпорту ливарних виробів. Це дозволить прийняти реальні та дієві рішення стосовно програми модернізації галузі та розвитку галузей, які споживають вітчизняні металеві виливки. В кінцевому підсумку це дозволить підвищити конкурентоздатність української продукції та збільшить надходження до бюджету України.

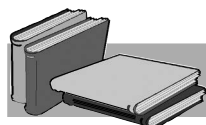
Структура виробленої литої продукції у світі перебуває в постійній динаміці, і відбувається постійна зміна співвідношення обсягів виробленого литва з різних сплавів. Останні роки характеризуються тенденцією скорочення виробництва виливків зі сталі і сірого чавуну з одночасним збільшенням частки виливків з високоміцного чавуну та алюмінієвих сплавів.



ЛІТЕРАТУРА

1. Держстат України. URL: <https://ukrstat.gov.ua/>
2. Клименко С.І. Ливарна галузь виробила 2022 року близько 190 тис. т продукції. 22 лютого 2023 р. URL: <https://gmkc.center.ua/opinion/lyvarna-haluz-vyrobyla-2022-roku-blyzko-190-tys-t-produktsii/>
3. Census of World Casting Production. *Modern Casting*. December 2018. P. 23-26.
4. Census of World Casting Production. Fewer Castings Made in 2020. *Modern Casting*. December 2021. P. 26-28.
5. Metal Casting Market 2021-2031. Allied Market Research. URL: <https://www.globenewswire.com/en/news-release/2022/10/17/2535739/0/en/Metal-Casting-Market-Size-Worth-226-8-Billion-by-2031-CAGR-5-8-AMR.html>
6. Статистичний щорічник України 2021. Державна служба статистики України. Київ. 2022. 447 с.
7. Volume of global casting production from 2018 to 2020, by country (in million metric tons). URL: <https://www.statista.com/statistics/237526/casting-production-worldwide-by-country/>
8. The European Foundry Industry 2021. The European Foundry Association. Düsseldorf, November 2022. 130 p.
9. Domestic Casting Industry Market Research Study. DOE. 2022. 53 p. URL: <https://science.osti.gov/-/media/sbir/pdf/Market-Research/AMO---Metal-Casting-August-2022-Public.pdf>
10. Doug Kurkul. The state of manufacturing and metalcasting. *Modern casting*. March, 2023. P. 6.
11. Свириденко Ю.А. Як буде відновлюватися Україна? 21.04.2022. URL: <https://www.pravda.com.ua/columns/2022/04/21/7341214/>

Надійшла 12.04.2023



REFERENCES

1. State Statistics Service of Ukraine. URL: <https://ukrstat.gov.ua/> [in Ukrainian].
2. Klymenko, S.I. (2023). The foundry industry produced about 190 thousand tons of products in 2022. February 22, 2023. URL: <https://gmkc.center.ua/opinion/lyvarna-haluz-vyrobyla-2022-roku-blyzko-190-tys-t-produktsii/> [in Ukrainian].
3. Census of World Casting Production. *Modern Casting*. December 2018, p. 23-26.
4. Census of World Casting Production. Fewer Castings Made in 2020. *Modern Casting*. December 2021, pp. 26-28.

5. Metal Casting Market 2021-2031. Allied Market Research. URL: <https://www.globenewswire.com/en/news-release/2022/10/17/2535739/0/en/Metal-Casting-Market-Size-Worth-226-8-Billion-by-2031-CAGR-5-8-AMR.html>
6. Statistical Yearbook of Ukraine 2021. State Statistics Service of Ukraine. Kyiv. 2022, 447 p. [in Ukrainian].
7. Volume of global casting production from 2018 to 2020, by country (in million metric tons). URL: <https://www.statista.com/statistics/237526/casting-production-worldwide-by-country/>
8. The European Foundry Industry 2021. The European Foundry Association. Düsseldorf, November 2022, 130 p.
9. Domestic Casting Industry Market Research Study. DOE. 2022, 53 p. URL: <https://science.osti.gov/-/media/sbir/pdf/Market-Research/AMO---Metal-Casting-August-2022-Public.pdf>
10. Doug Kurkul. The state of manufacturing and metalcasting. *Modern casting*. March, 2023, p. 6.
11. Svyridenko, Yu.A. (2022). How will Ukraine recover? 21.04.2022. URL: <https://www.pravda.com.ua/columns/2022/04/21/7341214/> [in Ukrainian].

Received 12.04.2023

Summary

V.A. Gnatush, PhD (Engin.), independent analyst,
e-mail: vgnatush@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-0772-686x>
V.S. Doroshenko, Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Leading
Researcher, e-mail: doro55v@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-0070-5663>
S.I. Klymenko, PhD (Engin.), Senior Research Scientist,
e-mail: ukrdeplit15@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-2431-451X>

*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine
(Kyiv, Ukraine)*

Trends of the foundry market of Ukraine in the first quarter of the XXI century

An analysis of the state of foundry production in Ukraine is presented. The foundry industry of Ukraine in the 21st century significantly reduced its production indicators, which is due to the influence of such factors as the stagnation of industries that consume metal castings, as well as a decrease in exports. This situation has been negatively affected by the COVID-19 pandemic, as well as the global foundry industry, due to a decrease in demand for castings from end manufacturers. It was predicted that positive developments should be expected in the near future. However, Russia's attack on Ukraine on February 24, 2022 made a significant correction in the development of the global economy, and, accordingly, in the functioning of the world foundry industry. Ukrainian companies in the foundry industry felt the impact of the war, some of them suffered partial destruction of their production premises. Large foundry enterprises of Ukraine are mostly located in the south-eastern regions, which were the most affected by hostilities. At the same time, in order to reflect the real situation in the foundry industry of Ukraine, it is advisable to organize the collection of real data regarding the production of castings from various alloys in the country, as well as regarding the export and import of foundry products. This will make it possible to make effective decisions regarding the program of modernization of the industry and the development of industries that consume domestic metal castings. Ultimately, this will help increase the competitiveness of Ukrainian products and increase revenues to the budget of Ukraine. To assess the direction of development of foundry production in advanced countries of the world, the statistical data of the leading countries regarding the production of castings and in more detail such countries as Poland, Germany and the USA are given. The structure of cast products produced in the world is in constant dynamics and there is a constant change in the ratio of the volumes of castings produced from various alloys. Recent years have been characterized by a tendency to reduce the production of castings from steel and gray iron with a simultaneous increase in the share of castings from high-strength cast iron and aluminum alloys.

Keywords

Market, castings, Ukraine, foundry production, alloys, enterprises, innovations, production personnel.



ПАМ'ЯТАЄМО

ДУБОДЄЛОВА Віктора Івановича



16 квітня 2023 року видатному вченому в галузі металургії та матеріалознавства, ветерану Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України, активному організатору науки, доктору технічних наук, Лауреату Державної премії України в галузі науки і техніки, заслуженому діячу науки та техніки України, академіку Національної академії наук України **Віктору Івановичу Дубодєлову** виповнилося б 84 роки.

Дирекція та колектив Інституту, друзі та колеги пам'ятають Віктора Івановича як справжнього вченого, друга та чуйну людину.

УГОДА ПРО ПЕРЕДАЧУ АВТОРАМИ ПРАВА НА ОПУБЛІКУВАННЯ РУКОПISУ

Ми, що нижче підписалися, автори _____

_____ передаємо без оплати засновникам та редколегії журналу **«Метал та лиття України»** право опублікувати рукопис _____

_____ (мова – українська/англійська).

Ми підтверджуємо, що ця публікація: не порушує авторських прав інших осіб або організацій; не була раніше опублікована (за винятком публікації у вигляді резюме, частини опублікованої лекції, тез, огляду або дисертації); не є поданою в інші видавництва для публікації; схвалена для публікації всіма співавторами, а також організацією (інститутом, вузом, заводом або відповідальною установою), в якій вона виконана; не містить комерційної або державної таємниці.

Передача права на опублікування статті охоплює виключне право на відтворення і поширення статті, включаючи відбитки, переклади, електронні форми (он- і офлайн) або будь-які інші подібні форми відтворення як на території України, так і в країнах ближнього і далекого зарубіжжя.

Після прийняття рукопису до друку (за умови погодження всіх зауважень рецензента) зобов'язуємося опублікувати статтю протягом 6-ти місяців.

У разі необґрунтованої затримки публікації статті автор (автори) залишає за собою право відкликати рукопис з редакції, при цьому редакція втрачає право на публікацію даного рукопису.

Підписи авторів

Зав. ред.- вид. сектору

(ПІБ, організація, адреса, контактний тел., e-mail)

(підпис)

адреса редакції та друкарні

Україна, 03142, м. Київ, бул. Акад. Вернадського, 34/1
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
Телефон: (044) 424-04-10, факс (044) 424-35-15,
e-mail: mlu@ptima.kiev.ua, steelcastjournal@gmail.com
Інформація про журнал на сайті: metalsandcasting.com
Надруковано ТОВ «Про формат», вул. Маршала Жукова, 45 Б.