

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
№1 (332)'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

РУДОТЕРМІЧНІ ПРОЦЕСИ

Воденнікова О.С., Воденніков С.А., Бондаренко Я.В.

Заходи з модернізації спікального відділення агломераційної фабрики ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» 8

РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ У ЗЛИВКИ

Костецький Ю.В., Волченков Є.О., Стовпченко Г.П., Тацький Є.В.

Комп'ютерне моделювання процесу сифонного відливання крупного сталевого циліндричного зливка . . . 19

ПРОЦЕСИ БЕЗПЕРЕРВНОГО РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ

Смірнов О.М., Нарівський А.В., Семірягін С.В., Осипенко В.В., Семенко А.Ю.,

Скоробагатько Ю.П.

Вдосконалення функціональних і технологічних рішень для модернізації підігріву сталі в проміжному ковші машини безперервного лиття 28

ТЕПЛОФІЗИЧНІ ТА ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ПРОЦЕСИ ТВЕРДІННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Каверинський В.В., Троцан А.І., Сухенко З.П.

Параметризація математичної моделі кінетики рекристалізації низьковуглецевої сталі у феритній області в процесі відпацу 34

Pashynskiy V.V., Pashynska O.H., Boyko I.O.

Influence of heat treatment on the structure and wear resistance at abrasive wearing of high-carbon chromonickel steel of 150H15N5VM type. 41

МАГНІТОГІДРОДИНАМІЧНІ ПРОЦЕСИ УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСАМИ РОЗЛИВАННЯ І ТВЕРДІННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Fikssen V.M., Smirnov O.M., Gorshkov A.O., Lakomska L.M., Vasilyev D.S.

Prerequisites for the use of electromagnetic forces in technologies for refining aluminum alloys from non-metallic inclusions. 50

ПРОЦЕСИ, ТЕХНОЛОГІЇ ТА МАТЕРІАЛИ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Шинський О.Й., Шалевська І.А., Дорошенко В.С.

Комплектація цеху лиття металу за моделями, що газифікуються, сучасним 3D-технологічним обладнанням. 57

СПЕЦІАЛЬНІ МЕТОДИ ЛИТТЯ

Мазур В.Л., Попов Є.С., Клименко С.І., Сіренко К.А.

Задачі ливарних підприємств у відновленні інфраструктури України. 63

РЕСУРСО- ТА ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯ НА ПІДПРИЄМСТВАХ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ГАЛУЗІ І У ЛИВАРНИХ ЦЕХАХ

Петрищев А.С., Смірнов Ю.О., Семірягін С.В.

Побудова діаграми термодинамічної рівноваги реакцій в системі Ni-Cr-Mo-W-O-C стосовно екологічно спрямованої переробки металургійних відходів для підвищення рівня безпеки та гігієни праці 69

ХРОНІКА. ІНФОРМАЦІЯ

Перелік конференцій у 2023 році. 77

Перелік статей, опублікованих у науково-технічному журналі «Метал та лиття України» у 2022 році. . . . 78

Вітаємо!

70 років Сеппо Лохенкілпі/Seppo Louhenkilpi is 70 years old. 82

Пам'ятаємо

Найдека Володимира Леонтійовича. 84

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
№1 (332)'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

ORE SMELTING PROCESSES

Vodennikova O.S., Vodennikov S.A., Bondarenko Ya.V.

Measures to modernize the sintering department of the sinter plant of PJSC "KAMET-STEEL". 8

STEEL POURING AS INGOT

Kostetskyi Yu.V., Volchenkov Ye.O., Stovpchenko G.P., Tatskyi Ye.V.

Computer modeling of the process of siphon casting of a large metal cylindrical ingot. 19

CONTINUOUS CASTING OF STEEL

Smirnov O.M., Narivskiy A.V., Semiriagin S.V., Osypenko V.V., Semenko A.Yu., Skorobagatko Yu.P.

Improvement of functional and technological solutions for modernization of steel heating in the tundish of continuous casting machine 28

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

Kaverynskyi V.V., Trotsan A.I., Sukhenko Z.P.

Parameterization of the mathematical model for low-carbon steel recrystallization kinetics in the ferrite region during annealing 34

Pashynskyi V.V., Pashynska O.H., Boyko I.O.

Influence of heat treatment on the structure and wear resistance at abrasive wearing of high-carbon chromonickel steel of 150H15N5VM type. 41

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 steelcast.com.ua is required

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

Fikssen V.M., Smirnov O.M., Gorshkov A.O., Lakomska L.M., Vasilyev D.S.

Prerequisites for the use of electromagnetic forces in technologies for refining aluminum alloys from non-metallic inclusions. 50

PROCESSES, TECHNOLOGIES AND MATERIALS IN FOUNDRY

Shinsky O.Y., Shalevska I.A., Doroshenko V.S.

Complete set with modern 3D technological equipment of the foundry using the Lost Foam Casting process. . 57

SPECIAL CASTING TECHNIQUES

Mazur V.L., Popov Ye.S., Klymenko S.I., Sirenko K.A.

Tasks of foundry enterprises in restoring the infrastructure of Ukraine. 63

RESOURCE AND ENERGY SAVING IN METALLURGY AND FOUNDRY

Petryshchev A.S., Smirnov Yu.O., Semiriagin S.V.

Construction of a diagram of the thermodynamic equilibrium of reactions in the Ni-Cr-Mo-W-O-C system in relation to environmentally oriented processing of metallurgical waste to increase the level of job safety and hygiene 69

CHRONICLE. INFORMATION

List of conferences in 2023. 77

List of articles published in the Scientific and Technical Journal "Metal and Casting of Ukraine" in 2022. . . . 78

Congratulations!

Seppo Louhenkilpi is 70 years old. 82

Remember

Naidek V.L. 84

- 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
- Верзілов О.П.** відповідальний секретар, канд. техн. наук, ст. наук. співр., 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
- Гнилокурєнко С.В.** канд. техн. наук, ст. дослідник, зав. відділу, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ, Україна
- Горюк М.С.** канд. техн. наук, заст. 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: www.steelcast.com.ua
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 27.02.2023. Підписано до друку 31.03.2023. Формат 60x84/8. Папір офсетний № 1. Друк на різнографі.
Обл.-вид. арк. – 11,56. Ум. друк. арк. – 9,99. Ум. фар.-от. – 10,91. 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
- Verzilov, O.P.** Executive Secretary, PhD (Engin.), Senior Researcher, 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
- Goryuk, M.S.** PhD (Engin.), Deputy 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

О.С. Воденнікова¹, канд. техн. наук, доц., доц., e-mail: oksana_vodennikova@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0003-0496-5435>

С.А. Воденніков², д-р техн. наук, проф., проф., e-mail: s_vodennikov@i.ua, <https://orcid.org/0000-0002-5563-5244>

Я.В. Бондаренко¹, здобувач, e-mail: yaha119988@gmail.com

¹Запорізький національний університет (Запоріжжя, Україна)

²Національний університет «Запорізька політехніка» (Запоріжжя, Україна)

Заходи з модернізації спікального відділення агломераційної фабрики ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»

При виробництві агломерату в умовах українських металургійних підприємств доцільно використовувати вітчизняну сировину та намагатися збільшити продуктивність агломераційних цехів до світових показників в межах від 5 до 7 млн т/рік агломерату. При цьому до якості агломерату слід пред'являти наступні вимоги: максимально високий вміст заліза, мінімальна кількість шкідливих домішок, постійність хімічного та гранулометричного складу, висока здатність до відновлення та газопроникність, висока міцність і низький вміст фракції менше 5 мм. Для підвищення конкурентоспроможності агломераційного виробництва слід використовувати наступні засоби: будівництво агломераційних фабрик нового покоління з сучасними агломераційними машинами; проведення капітального ремонту та модернізації основних фондів агломераційного виробництва; застосування енергозбеігаючих технологій спікання агломерату та інші. У роботі пропонуються заходи з модернізації спікального відділення агломераційної фабрики № 2 ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ». Для капітального ремонту агломераційної машини № 7 пропонується виконати: ремонт поздовжніх та поперечних ущільнень агломераційної машини; ремонт газового колектора, вакуум-камер, пилових мішків, компенсаторів в зоні спікання, вакуум-камер в зоні охолодження; відновлення термічної ізоляції на газовому колекторі, вакуум-камерах, пилових мішках. Запропоновані заходи дозволяють знизити витрати електроенергії на агломераційній фабриці, підвищити продуктивність агломераційної машини № 7 до 933,372 тис. т/рік агломерату, знизити вміст дрібниці в агломераті до 8 %, знизити витрату твердого палива до 20 % та збільшити термін експлуатації устаткування (роторів ексгаустера та спікальних візків з колосниками).

Ключові слова: агломерат, агломераційна машина, модернізація, спікальне відділення, технологія спікання агломерату.

Вступ. На сьогодні проблема отримання високоякісного агломерату для подальшого використання у доменному виробництві залишається актуальною задачею. Основний шлях збільшення продуктивності агломераційних машин – це підвищення газопроникності шару шихти шляхом її ефективного огрудування. Також важливим питанням залишається будівництво агломераційних фабрик нового покоління з сучасними агломераційними машинами, наприклад, такими як на заводі Shougang Jingtang Iron and Steel (Китай), що застосовує концепції великомасштабного обладнання, використання вторинних матеріалів та енергозбереження.

Так, наприклад, питомі витрати енергоносіїв в агломераційних цехах ПрАТ «Металургійний комбінат «Азовсталь»» та ПрАТ «Маріупольський мета-

лургійний комбінат імені Ілліча» складають 0,071 та 0,108 ГДж/т продукції відповідно [1]. При цьому слід відмітити, що такі технологічні показники агломераційних фабрик України, як якість компонентів агломераційної шихти, питома витрата електроенергії, якість спеченого агломерату, продуктивність праці, питомі шкідливі викиди та інші на 30–50 % нижче ніж на провідних закордонних металургійних підприємствах [2].

Відомо, що сучасна технологічна схема виробництва агломерату передбачає три етапи: підготовку шихти шляхом змішування, зволоження та грудкування усіх компонентів шихти; процес спікання агломерату; механічну обробку спеченого продукту та його охолодження [3]. При цьому основними параметрами, що характеризують процес спікання агломерату, є температура поверхні запаленої шихти, висота

шару, швидкість спікання, температура в зоні горіння, час перебування шихти на стрічці (швидкість стрічки) та ступінь закінченості процесу спікання [4].

Висота шару є одним із технологічних факторів, які дозволяють покращити показники та параметри агломераційного процесу. Висота шару впливає на продуктивність агломераційної машини, міцність агломерату, витрати палива, газопроникність, швидкість спікання, скорочення шкідливих викидів, зміну гранулометричного складу, вихід придатного агломерату [5].

В агломераційній шихті українських агломераційних фабрик в якості основного компонента залізорудної частини використовують залізорудний концентрат (переважно фракції – 0,074 мм). Причому використання більшої кількості матеріалів тонкого помелу притаманно як для українських, так і закордонних агломераційних фабрик [6].

Аналіз сучасного стану аглодоменного виробництва показує, що стратегічними напрямками розвитку агломераційного виробництва є [7–9] :

- поліпшення якості залізорудної сировини та вдосконалення процесу її підготовки;
- удосконалення технології виробництва агломерату (зокрема застосування енергозберігаючих технологій спікання агломерату);
- поліпшення якості агломерату та його фізико-механічних властивостей;
- інтенсифікація агломераційного процесу;
- отримання гібридного агломерату;
- будівництво агломераційних фабрик нового покоління з сучасними агломераційними машинами;
- проведення капітального ремонту та модернізації основних фондів агломераційного виробництва (зокрема екологічна модернізація агломераційних фабрик);
- використання автоматизованих системи управління технологічним процесом та станом основних фондів та інші.

Зокрема у роботі [10] наголошується, що при неминучій модернізації технологічних процесів на агломераційних фабриках України повинні бути враховані прогресивні тенденції підготовки агломераційної шихти за крупністю, її змішування, окомкування та завантаження на палети агломераційних машин.

Так безпосередньо у роботі [11] значну увагу приділено вивченню можливості поліпшення керованості процесами окомкування агломераційної шихти шляхом введення гранул великих фракцій (зокрема 1,6–8 мм), їх впливу на комкуємість шихти, агломераційний процес загалом та механічні властивості агломерату.

В дослідженнях [12] розглянуто ефективність агломерації при застосуванні дроблених вапняних конвертерних шламі. Показано, що добавка подрібненого вилежаного (протягом 1–3 місяців) вапняного шламу в кількості 287,8 кг/т агломерату покращує газопроникність шихти, збільшує продуктивність агломераційної установки на 54,6 % та підвищує ударну міцність агломерату на 15,46 %.

Авторами роботи [13] розглянуто проблему саморуйнування промислових офлюсованих агломе-

ратів при охолодженні після спікання. Виявлено, що основною причиною розміщення є поліморфізм двокальцієвого силікату Ca_2SiO_4 (C_2S): $\beta\text{-Ca}_2\text{SiO}_4 \rightarrow \gamma\text{-Ca}_2\text{SiO}_4$. Запропоновано та випробувано варіанти підвищення міцності агломерату шляхом фізичної та кристалохімічної стабілізації високотемпературної модифікації C_2S .

Значний інтерес представляють дослідження [14] з відпрацювання режимів спікання двошарових шихт з різною кількістю та реакційною здатністю твердого палива у верхньому і нижньому шарах шихти, що спікається, вивчені та визначені оптимальні параметри твердого палива у верхньому і нижньому ділянках шару, що забезпечують зниження його питомої витрати та поліпшення металургійних характеристик агломерату.

У роботі [15] проведено дослідження щодо отримання гібридного агломерату за японською технологією HPS (Hybrid Pelletized Sinter) [16, 17].

Авторами роботи [18] розроблено нові способи інтенсифікації агломераційного процесу, поліпшення якості агломерату, заощадження матеріальних та енергетичних ресурсів.

Питання вдосконалення двошарової агломерації наведені в роботі [19]. Авторами розроблено перспективні напрями подальшого розвитку технології двошарової агломерації: введення різного за крупністю палива за шарами шихти; регулювання співвідношення висоти верхнього та нижнього шарів залежно від крупності матеріалів, що спікаються; оптимізація гранулометричного складу шихти за рахунок зміни режимів роботи окомкувачів.

Авторами роботи [20] показано, що в виробничих умовах порівняльну оцінку питомої продуктивності агломераційного процесу доцільно проводити з урахуванням сумарного виходу повернення або міцності агломерату.

Результати досліджень впливу кількості каліброваного звороту в шихті на продуктивність агломераційного процесу та якість агломерату наведені у роботі [21]. Показано, що заміна звичайного повернення каліброваним поверненням фракції 3–5 мм та подальше збільшення його частки в шихті супроводжується підвищенням продуктивності агломераційного процесу. Однак безперервне зменшення вмісту палива в шихті із збільшенням частки каліброваного повернення в ній призводить до зниження виходу придатного агломерату та його механічної міцності.

Дослідження [22] направлені на нові технічні рішення дроблення агломерату, які дозволяють знизити витрати електроенергії, підвищити якість готового агломерату, термін експлуатації дробильного обладнання.

Постановка задачі. Існуюча на сьогодні технологія виробництва агломерату в агломераційному цеху № 2 в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» (раніше – ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат») та технологічне обладнання не забезпечують вимоги виробництва за обсягом і якістю агломерату, що в свою чергу призводить до перевитрати коксу та зниження продуктивності виробництва чавуну. Тому на сьогодні

гостро стоїть проблема пошуку технологічних рішень удосконалення процесів агломерації при використанні енергозберігаючих засобів.

Мета роботи. Мета роботи – оцінка впливу вдосконалення технології спікання агломерату в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» на підвищення якості агломерату для подальшого використання у доменному виробництві.

Об'єкт та методика дослідження. Об'єктом дослідження є процес спікання агломерату для доменного виробництва. **Предмет дослідження** є вплив модернізації агломераційної машини на якість агломерату для доменного виробництва.

Матеріали та методика дослідження. При виробництві агломерату для потреб доменного цеху ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» в якості компонентів шихти (сировини) використовували (табл. 1): залізну руду (ПрАТ «Суша балка»); залізорудний концентрат (ПАТ «Північний ГЗК» (66 % Fe) та Лебединський ГЗК (68,5–70,0 % Fe)); оксидний марганцевий концентрат II-го сорту (Нікопольський басейн); окалину (Fe_3O_4); вапно та вапняк; доломіт; колошниковий пил (власна продукція); коксову дрібницю; сухий зворот агломерату агломераційного цеху (власна продукція); шлак; відсів вапняку; вугілля; шлак киснево-конвертерного цеху та інші матеріали. Слід зазначити, що здійснюється

дозволення шихти: при первинному змішуванні – до 6 % (за потребою), а при окомкуванні – до 8 %.

Дослідження хімічного складу компонентів шихти та готового агломерату проводили за допомогою хімічного аналізу. Визначення гранулометричного складу компонентів шихти проводили методом розсіювання згідно з ДСТУ ISO 4701:2019 [23]. Визначення вмісту загального заліза проводили згідно з ДСТУ 8811.1:2018 [24]. Вологість компонентів шихти визначали згідно з ДСТУ Б В.2.7-250:2011 [25]. Для визначення вологості компонентів шихти брали зразок, зважували його в природному стані, а потім поміщали в сушильну шафу до отримання постійної вологи.

Загальна усереднена вологість шихти визначалася з урахуванням кількості вологи в кожному компоненті шихти (табл. 1) за формулою:

$$W = \frac{Q_{\text{вол. компонента шихти}} \cdot 100}{Q_{\text{вол. шихти}}},$$

$$W = [(148 \cdot 0,04 + 590 \cdot 0,085 + 123 \cdot 0,074 + 11 \cdot 0,029 + 3 \cdot 0,01 + 74 \cdot 0,102 + 20 \cdot 0,07 + 60 \cdot 0,0249 + 13 \cdot 0,0249 + 12 \cdot 0,0249 + 4 \cdot 0,0203 + 3 \cdot 0,0203 + 42 \cdot 0 + 14 \cdot 0,179 + 30 \cdot 0,025 + 6,8 \cdot 0 + 31,860,052) \cdot 100] / 1185,66 = 6,89 \%$$

Таблиця 1

Усереднена вологість компонентів шихти при виробництві агломерату

№ п/п	Найменування компонентів шихти	Питома витрата		Кількість вологи в кожному компоненті шихти, %
		кг/т	%	
1	Залізна руда (ПрАТ «Суша балка»)	148,00	12,48	4,00
2	Залізорудний концентрат (ПАТ «Північний ГЗК»)	590,00	49,77	8,50
3	Залізорудний концентрат (Лебединський ГЗК)	123,00	10,37	7,40
4	Колошниковий пил	11,00	0,93	2,90
5	Окалина	3,00	0,25	1,00
6	Вторинні матеріали	74,00	6,24	10,20
7	Шлак	20,00	1,69	7,00
8	Вапняк звичайний	60,00	5,06	2,49
9	Вапняк на штабель < 5 мм	13,00	1,10	2,49
10	Відсів вапняку	12,00	1,01	2,49
11	Доломіт сирий (бункера)	4,00	0,34	2,03
12	Доломіт сирий (штабель)	3,00	0,25	2,03
13	Вапно	42,00	3,54	0,00
14	Оксидний марганцевий концентрат II-го сорту	14,00	1,18	17,90
15	Шлак киснево-конвертерного цеху	30,00	2,53	2,50
16	Коксова дрібниця	6,80	0,57	0,00
17	Вугілля	31,860	2,69	5,20
	Всього:	1185,66	100,00	

Міцність агломерату визначали механічним методом згідно з ДСТУ Б В.2.7-220:2009 [26].

Температуру агломерату, що спікається, визначали за допомогою вольфрам-молібденової термопари (ВМТ). Позитивним термоелектродом служив чистий вольфрам, а негативним – сплав молібдену з 4 % алюмінію.

Технологічні гази від агломераційної машини надходять на очищення від пилу в батарейний циклон і екстаустером прямують до борів димової труби на викид в атмосферу. Хімічний склад газів, що відходять, наступний: 4,495–5,207 г/нм³ CO; 0,525–0,572 г/нм³ SO₂; 0,068–0,085 г/нм³ NO_x. Хімічний склад пилу наступний: 55,8 % Fe; 11,6 % FeO; 8,9 % SiO₂; 10,2 % CaO; 0,12 % MnO; 0,87 % Al₂O₃; 1,23 % MgO; 11,28 % інші домішки. Гранулометричний склад пилу, що виходить із колектора, менше 10 мм.

Результати дослідження. На сьогодні в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» встановлено шість агломераційних машин, що виробляють агломерат для домен-

ного цеху, при цьому продуктивність агломераційного цеху № 2 складає 3,95 млн т/рік агломерату (табл. 2), що не відповідає рівню європейських норм (від 5 до 7 млн т/рік). Тому пропонується в агломераційному цеху № 2 провести удосконалення технології спікання агломерату за рахунок використання енергозберігаючих заходів, що дозволить підвищити продуктивність цеху до 5,6 млн т/рік агломерату (табл. 3). При збільшенні продуктивності агломераційного цеху на 42 % пропонується використовувати той самий склад компонентів шихти, але зменшити його питому витрату з 1195,32 (табл. 2) до 1185,66 кг/т агломерату (табл. 3).

Зокрема у роботі пропонуються заходи з модернізації спікального відділення агломераційної фабрики № 2, які включають наступні особливості:

1. Для якісного змішування компонентів агломераційної шихти передбачено встановлення нового інтенсивного змішувача (рис. 1), при цьому шихтові матеріали в змішувач подаватимуться з бункера шихти новим стрічковим ваговим дозатором. Таким

Таблиця 2

Витрата компонентів шихти при виробництві агломерату за існуючою технологією (поточне виробництво)

№ п/п	Найменування компонентів шихти	Питома витрата (вологих матеріалів), кг/т	При виробництві 3,95 млн т/рік агломерату			
			річна витрата, т/аглофабрику	річна витрата, т/агломашину	годинна витрата, т/аглофабрику	годинна витрата, т/агломашину
1	Залізна руда (ПрАТ «Суха балка»)	148,00	584600	97433,33	73,81	12,30
2	Залізорудний концентрат (ПАТ «Північний ГЗК»)	590,00	2330500	388416,67	294,26	49,04
3	Залізорудний концентрат (Лебединський ГЗК)	123,00	485850	80975,00	61,34	10,22
4	Колошниковий пил	11,00	43450	7241,67	5,49	0,93
5	Окалина	3,00	11850	1975,00	1,50	0,25
6	Вторинні матеріали	74,00	292300	48716,67	36,91	6,15
7	Шлам ділянки залізо-вапняних концентратів	20,00	79000	13166,67	19,97	1,66
8	Вапняк звичайний	60,00	237000	39500	29,92	4,99
9	Вапняк на штабель < 5 мм	13,00	51350	8558,33	6,48	1,08
10	Відсів вапняку	12,00	47400	7900,00	5,98	1,00
11	Доломіт сирий (бункера)	4,00	15800	2 633,33	2,00	0,33
12	Доломіт сирий (штабель)	3,00	11850	1975,00	1,50	0,25
13	Вапно	42,00	165900	27650,00	20,95	3,49
14	Оксидний марганцевий концентрат II-го сорту	14,00	55300	9216,67	6,98	1,16
15	Шлак киснево-конвертерного цеху	30,00	118500	19750,00	14,96	2,49
16	Коксова дрібниця	8,50	33575	5595,83	4,24	0,71
17	Вугілля	39,82	157289	26214,83	19,86	3,31
	Всього:	1195,32	4721514	786919,00	596,15	99,36

Таблиця 3

Витрата компонентів шихти при виробництві агломерату після модернізації агломераційної машини № 7

№ п/п	Найменування компонентів шихти	Питома витрата (вологих матеріалів), кг/т	При виробництві 5,6 млн т/рік агломерату			
			річна витрата, т/аглофабрику	річна витрата, т/агломашину	годинна витрата, т/аглофабрику	годинна витрата, т/агломашину
1	Залізна руда (ПрАТ «Суха балка»)	148,00	828800	138133,33	104,65	17,44
2	Залізорудний концентрат (ПАТ «Північний ГЗК»)	590,00	3 304000	550666,66	417,17	69,53
3	Залізорудний концентрат (Лебединський ГЗК)	123,00	688800	114800,00	86,97	14,50
4	Колошниковий пил	11,00	61600	10266,67	7,78	1,29
5	Окалина	3,00	16800	2800,00	2,12	0,35
6	Вторинні матеріали	74,00	414400	69066,67	52,32	8,72
7	Шлам ділянки залізо-вапняних концентратів	20,00	112000	18666,67	14,14	2,36
8	Вапняк звичайний	60,00	336000	56 000,00	42,42	7,07
9	Вапняк на штабель < 5 мм	13,00	72800	12133,33	9,19	1,53
10	Відсів вапняку	12,00	67200	11200,00	8,48	1,41
11	Доломіт сирий (бункера)	4,00	22400	3733,33	2,83	0,47
12	Доломіт сирий (штабель)	3,00	16800	2800,00	2,12	0,35
13	Вапно	42,00	235200	39200,00	29,70	4,95
14	Оксидний марганцевий концентрат II-го сорту	14,00	78400	13066,67	9,90	1,65
15	Шлак киснево-конвертерного цеху	30,00	168000	28000,00	21,21	3,54
16	Коксова дрібниця	6,80	38080	6346,67	4,81	0,80
17	Вугілля	31,86	178416	29736,00	22,53	3,76
	Всього:	1185,66	6639696	1106616,00	838,34	139,72



Рис. 1. Змішувач шихтових матеріалів в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»



Рис. 2. Бункери дробленого палива в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»

чином, буде дозовано задаватися кількість матеріалу на окомкування та подальше спікання, і здійснюватиметься поточний контроль витрати шихтових матеріалів. Зі змішувачів, по реконструйованим (відновленим до первісного стану), похилим конвеєрам агломераційної машини, змішана шихта подаватиметься в існуючі барабани-окомкувачі.

Інтенсивні змішувачі істотно відрізняються від барабанів змішувачів своєю компактністю, зниженою вібрацією, а також вищим коефіцієнтом змішування компонентів шихти. У процесі змішування утворюються щільні мікрогранули фракцією 1,0–1,5 мм, які сприяють прискоренню утворення гранул в барабані-окомкувачі, тим самим підвищуючи загальну газопроникність агломераційної шихти, що окомкувалася.

2. Перед окомкуванням передбачено піддозування твердого палива. Застосовується спосіб інтенсифікації процесу за рахунок часткового накочування палива на первинні гранули шихти. Для цього на кожній з двох ліній подачі на місці встановлених раніше бункерів, які виведені з експлуатації, будуть встановлені нові бункери дробленого палива (рис. 2). Кожен із бункерів розрахований на запас в чотири години при піддозуванні до 10 кг палива на 1 тону агломерату.

Тверде паливо крупністю до 3 мм подаватиметься в бункер у вигляді суміші палива крупністю до 3 мм та азоту трубопровідною системою з використанням пневмокамерного насоса, встановленого в корпусі шихтових бункерів та запитаного від існуючого бункера палива. Для роботи системи потрібна подача азоту робочим тиском 0,6 МПа, споживанням 17,5 нм³/хв та вмістом кисню не більше 6 %. З бункерів, через вібролійки, тверде паливо подаватиметься на нові вагові стрічкові дозатори, а потім буде дозовано вивантажуватися на похилі конвеєра змішаної шихти, що реконструюються.



Рис. 3. Ділянка агломераційної машини № 7 в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ»

При проведенні реконструкції наступних агломераційних машин рекомендується спочатку виконати систему піддозування палива для всіх машин, а після цього починати почергову їх реконструкцію. У цьому випадку, можна буде одночасно і точно дозувати паливо для реконструйованих та не реконструйованих агломераційних машин, оскільки машини, що експлуатуються після виконання реконструкції, вимагатимуть менше палива, а машини, що працюють до реконструкції, – більше. Тому, на етапі реконструкції наступних агломераційних машин, з корпусу шихтових бункерів вся шихта подаватиметься зі зниженим вмістом палива, а на машинах, що працюють до реконструкції, брак палива компенсуватиметься за рахунок піддозування. На подальшому етапі процес піддозування палива для кожної машини буде здійснюватися відповідно до технологічних вимог процесу спікання. Часткова подача палива безпосередньо в барабан-окомкувач сприяє поліпшенню процесу спікання, оскільки частина палива накочується на поверхню гранул, тим самим прискорюючи процес вертикального спікання шару агломераційної шихти на машині, підвищуючи якість та збільшуючи питому продуктивність агломераційної машини.

3. Для капітального ремонту агломераційної машини № 7 (рис. 3) пропонується виконати:

- ремонт поздовжніх та поперечних ущільнень агломераційної машини;
- ремонт газового колектора, вакуум-камер, пилових мішків, компенсаторів в зоні спікання, вакуум-камер в зоні охолодження;
- відновлення термічної ізоляції на газовому колекторі, вакуум-камерах, пилових мішках.

У завантажувальному бункері шихти буде встановлено розподільник потоку шихти. На всіх вакуум-камерах ділянки спікання агломераційної машини буде встановлено нові шибери з ручним приводом.

Над агломераційною машиною буде встановлено нове укриття на всьому її протязі від горна до хвостової частини, за винятком ділянки перед розвантажувальною частиною, де проводитиметься заміна зношених палет для їх відновлювального ремонту. Укриття представлятиме собою металевий каркас і

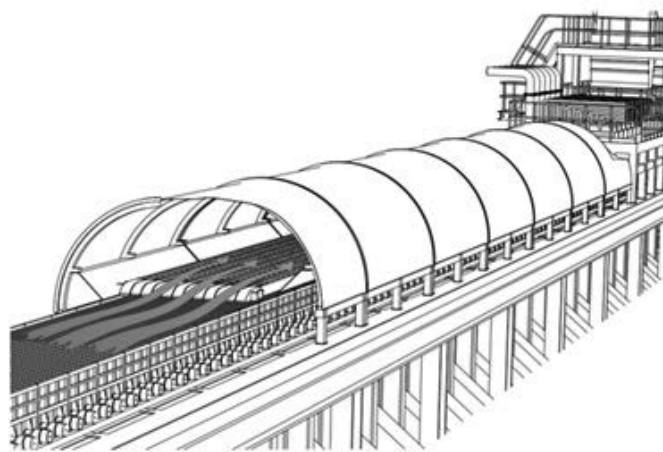


Рис. 4. Схема руху нагрітого повітря охолодження над шарами агломерату

корпус змінного перерізу по висоті, покритий зовні теплоізоляційним матеріалом з температурою поверхні не більше 60 °С. По бортах укриття будуть розташовані поздовжні ущільнення, а в торцях – поперечні. Всередині укриття буде встановлено спеціальний газорозподільний пристрій.

Всі агрегаційні візки будуть схильні до реконструкції: встановлення поздовжньої металевої пластини для забезпечення ущільнення між спальним візком і укриттям.

4. Частина газового колектора (існуюча зона охолодження) буде демонтована. На частині колектора (зона спікання), що залишилася, буде виконано відновлювальний ремонт, у тому числі, відновлення термоізоляції його корпусу і пилових мішків.

При ремонті газового колектора необхідно передбачити заміну існуючих клапанів-мигалок на клапани-мигалки конусного типу. Це дасть зниження шкідливих підсмоктувачів і підвищення температури в газовому колекторі, що покращить роботу системи технологічного газоочищення, особливо в зимовий період часу.

5. На ділянці попереднього охолодження агломерату, в зоні демонтованого колектора, буде розташований новий колектор повітря охолодження. Повітря в нього подаватиметься трьома новими вентиляторами. Потреба у воді на охолодження підшипників вентиляторів для однієї агрегаційної машини складе 1,8 м³/год.

З нового колектора холодне повітря через існуючі вакуум-камери подаватиметься знизу під колосникові ґрати і під тиском проникатиме через шар агломерату знизу вгору. Потім повітря в нагрітому стані до ~380 °С, під укриттям буде переміщатися на ділянку спікання і через газорозподільний пристрій потрапляти на верхній шар спеку, надходити через шар зверху вниз на спікання по всій протяжності зони спікання агломерату (рис. 4).

На колекторі повітря охолодження буде передбачена видача пилу та дрібних частинок агломерату, що

потрапляють у колектор повітря охолодження через колосникові ґрати, на існуючий конвеєр пилу газового колектора.

Для дозованої видачі пилу та запобігання шкідливого підсмоктування в колекторі повітря охолодження на пилових мішках будуть встановлені нові конусні клапани-мигалки.

Таким чином, запропонована технологія подачі нагрітого повітря в зону спікання агломерату дозволить:

- використовувати тепло від охолодження агломерату;

- підвищити вертикальну швидкість спікання агломерату за рахунок подачі гарячого повітря на всьому протязі зони спікання;

- знизити кількість дрібниці, утвореної у верхньому шарі агломерату у зоні спікання;

- зняти напругу в шарі агломерату при повторному пропуску тепла знизу вгору на ділянці охолодження, що також сприятиме зниженню утворення дрібниці в агломераті.

6. Для ефективного сортування після одновалкової зубчастої дробарки, на заміну стаціонарних ґрат, буде встановлено новий електровібраційний гуркіт з пересувним візком. Гуркіт буде мати комірку 5 мм, і на ньому відсіюватиметься дрібниця -5 мм, що утворилася при спіканні агломерату. Гуркіт матиме електроприводний пересувний візок, для його переміщення за межі агрегаційної машини під існуючий монтажний проріз для заміни полотна, що просіває, і виконання ремонтних робіт.

Таким чином, запропонована модернізація агрегаційної машини № 7 дозволить (табл. 4):

- видавати з агрегаційної машини продукт із температурою ~ 200 °С;

- проводити термічну обробку агломерату (знижуючи його крихкість, підвищуючи пластичність та збільшуючи вихід придатного продукту);

- знижувати питому витрату твердого палива на спікання агломерату;

Таблиця 4

Порівняльні показники виробництва агломерату

№ п/п	Найменування показників роботи агрегаційної машини № 7	Поточне виробництво	Після модернізації агрегаційної машини № 7
1	Продуктивність виробництва агломерату, т/рік	83,253	117,850
2	Крупність агломерату, мм	5–120	5–120
3	Кількість повернення, т/т агломерату	0,214	0,200
4	Кількість дрібниці (-5 мм) агломерату при вивантаженні на бункерну естакаду доменного цеху, %	14,100	≤ 8,000
5	Температура готового агломерату, °С	~ 700	~ 200
6	Питома витрата твердого палива, кг/т агломерату	48,320	38,660
7	Збільшення терміну служби колосників, %	0	+ 10,000
8	Залишкові викиди пилу технологічного газоочищення (з димової труби), мг/м³	381,000	≤ 30,000
9	Залишкові викиди СО після технологічного газоочищення (з димової труби), мг/м³	< 6500,000	< 6500,000

– використовувати все гаряче повітря від зони охолодження агломерату для процесу його спікання, тим самим підвищуючи енергоефективність процесу спікання;

– постійно охолоджувати корпуси та колосники палет, тим самим не допускаючи їх тривалого перегріву та збільшуючи термін служби;

– знизити загальну кількість пилу, що виділяється від шару спеченого агломерату, при його вивантаженні з агломераційної машини.

Висновки та перспективи досліджень

1. На основі світового теоретичного та практичного досвіду агломераційного виробництва запропоновано модернізацію агломераційної фабрики № 2 в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ». Зокрема пропонується модернізація спікального відділення за рахунок використання енергозберігаючих засобів.

2. Запропоновано для капітального ремонту агломераційної машини № 7 в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» виконати наступні етапи:

– ремонт поздовжніх та поперечних ущільнень агломераційної машини;

– ремонт газового колектора, вакуум-камер, пилових мішків, компенсаторів в зоні спікання, а також вакуум-камер в зоні охолодження;

– відновлення термічної ізоляції на газовому колекторі, вакуум-камерах, пилових мішках.

3. Встановлено, що модернізація спікального відділення і відповідно вдосконалення технології спікання агломерату в умовах ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» дозволить:

– знизити вміст дрібниці в агломераті з 14,1 % до 8 %;

– зменшити на 6,5 % кількість повернення;

– знизити питомі витрати твердого палива на спікання агломерату до 20 %;

– знизити витрати коксу на 3,4 %;

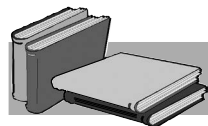
– використовувати все гаряче повітря від зони охолодження агломерату для процесу його спікання, тим самим підвищуючи енергоефективність процесу спікання;

– видавати з агломераційної машини продукт з температурою ~ 200 °С;

– проводити термічну обробку агломерату (знижуючи його крихкість, підвищуючи пластичність і збільшуючи вихід придатного продукту);

– підвищити продуктивність агломераційної машини № 7 до 933,372 тис. т/рік агломерату.

4. Запропоновані заходи з модернізації агломераційної машини № 7 можуть бути використані при реконструкції інших агломераційних машин ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ».

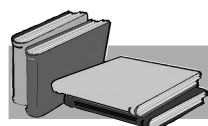


ЛІТЕРАТУРА

1. Сігарьов Є.М. Технології ресурсозбереження в металургії: конспект лекцій (опорний) (част. 1) освітньо-професійної програми підготовки магістрів за напрямом 136 Металургія. Кам'янське: ДДТУ, 2018. 80 с.
2. Мищенко И.М., Хлапонин Н.С., Крижевский А.З. и др. Состояние агломерационного производства предприятий Украины и основные направления повышения его технического уровня. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 1990. № 2. С. 1–4.
3. Lu L., Ishiyama O. 14 – Iron ore sintering. *Iron Ore. Mineralogy, Processing and Environmental Sustainability*. 2015. P. 395–433. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-1-78242-156-6.00014-9>
4. Процесс спекания агломерата на агломашине. URL: https://vuzlit.com/2227888/protsess_spekaniya_aglomerata_aglomashine (дата звернення: 13.12.2022).
5. Влияние высоты слоя на показатели и параметры аглопроцесса. URL: https://studwood.net/2133181/tovarovedenie/vliyanie_vysoty_sloya_pokazateli_parametry_agloprotssesa (дата звернення: 13.12.2022).
6. Дорогой Е.В. Современное состояние вопроса окомкования агломерационной шихты, содержащей большое количество тонкоизмельченных материалов. Сообщение 1: Анализ шихтовых условий агломерационного производства Украины. *Сборник научных трудов ДОНГТУ*. 2013. № 40. С. 149–154.
7. Мельник Я.В. Энергозберігаючі технології як основа для підвищення конкурентоспроможності гірничо-металургійної продукції. *Інвестиції: практика та досвід*. 2011. № 14. С. 72–76.
8. Пилипенко А.А. Стратегічні напрями розвитку підприємств металургійної галузі. *Ефективна економіка*. 2014. № 1. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/efek_2014_1_59
9. Венгер В.В., Романовська Н.І., Чижевська М.Б. Тенденції та вектори розвитку металургійної галузі України. *Агросвіт*. 2022. № 4. С. 37–47. DOI: <https://doi.org/10.32702/2306-6792.2022.4.37>
10. Мищенко И.М., Кочура В.В., Асламова Я.Ю. и др. Совершенствование технологии и оборудования агломерационного производства. *Металлургические процессы и оборудование*. 2011. № 3. С. 35–44.
11. Ожогин В.В., Ковалевский И.А., Жерлицина О.В. Эффективное управление окомкованием агглошихты. *Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки*. 2009. Вип. 19. С. 25–29.
12. Ожогин В.В. Влияние добавок фракционированных известкованных шламов на эффективность агломерации. *Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки*. 2003. Вип. 13. С. 1–3.

13. Трушко В.Л., Утков В.А. Разработка импортозамещающих технологий повышения производительности агломерационных машин и прочности агломератов. *Записки горного института*. 2016. Т. 221. С. 675–680. DOI: <https://doi.org/10.18454/PMI.2016.5.675>
14. Чупринов Е.В., Лялюк В.П., Журавлев Ф.М. и др. Оптимизация технологических параметров спекания агломерата с твердым топливом разной реакционной способностью. *Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки*. 2015. Вип. 30. Т. 1. С. 36–41.
15. Насыров Т.М., Макарова И.В., Дружков В.Г. К вопросу производства агломерата из тонкоизмельченных железорудных концентратов. *Теория и технология металлургического производства*. 2014. С. 16–18.
16. Tadashi O., Sassa Y., Naoya S. et al. Development of sinter mixture granulation at Nisshin Steel Kure works. *Zairo to Prosesu=CAMP ISIJ*. 2010. № 1. P. 117–120.
17. Нива Я. Промышленное производство окучкованного рудного доменного сырья с массовым использованием руды с низким содержанием пустой породы. *Экспресс-обзор. Новейшие зарубежные достижения*. 1993. № 6.
18. Русских В.П., Тарасов В.П., Кривенко О.В. Исследование и совершенствование технологии производства агломерата. *Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки*. 2000. Вип. 10. С. 21–25.
19. Одинцов А.А. Анализ состояния и перспективы развития технологии двухслойной агломерации. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2016. № 1 (15).
20. Семакова В.Б., Пилюгин Е.И. Исследование показателей производительности агломерационного процесса. *Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки*. 2015. Вип. 30. Т. 1. С. 41–50.
21. Семакова В.Б., Пилюгин Е.И., Безруков В.В. Исследование процесса спекания агломерата с добавкой калиброванного возврата. *Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки*. 2011. № 2 (23). С. 40–45.
22. Сидоров В.А., Левченко О.А. Некоторые направления совершенствования конструкций одновалковых зубчатых дробилок. *Наукові праці ДонНТУ*. 2009. Вип. 11 (159). С. 2299–2238.
23. ДСТУ ISO 4701:2019 (ISO 4701:2019, IDT). Руди залізні та залізо прямого відновлювання. Визначення гранулометричного складу методом розсіювання. На заміну ДСТУ ISO 4701:2012 [Чинний від 2020-07-01]. Київ: УкрНДНЦ, 2020. 31 с.
24. ДСТУ 8811.1:2018. Руди залізні, концентрати, агломерати, окатки та брикети. Метод визначення загального заліза. На заміну ДСТУ ГОСТ 23581.18:2008 [Чинний від 2019-01-01]. Київ: УкрНДНЦ, 2018. 7 с.
25. ДСТУ Б В.2.7-250:2011. Матеріали будівельні. Дієлькометричний метод вимірювання вологості. На заміну ГОСТ 21718-84, MOD [Чинний від 2012-12-01]. Київ: Мінрегіон України, 2012. 7 с.
26. ДСТУ Б В.2.7-220:2009. Будівельні матеріали. Бетони. Визначення міцності механічними методами неруйнівного контролю [Чинний від 2010-09-01]. Київ: Мінрегіонбуд України, 2010. 20 с.
27. Воденнікова О.С., Воденніков С.А., Бондаренко Я.В. Аналіз заходів з модернізації спікального відділення агломераційної фабрики ПрАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ». *Вісник Криворізького національного університету*. 2022. № 55. С. 49–58.

Надійшла 13.12.2022



REFERENCES

1. Sigaryov, Ye.M. (2018). Resource-saving technologies in metallurgy: a summary of lectures (main) (part 1) of the educational and professional master's training program in the area of 136 Metallurgy. Kamianske: DDTU, 80 p. [in Ukrainian].
2. Mishchenko, I.M., Khlaponin, N.S., Krizhevsky, A.Z. et al. (1990). The state of sintering production of Ukrainian enterprises and the main directions of improving its technical level. *Metallurgical and mining industry*, no. 2, pp. 1–4 [in Russian].
3. Lu, L., Ishiyama, O. (2015). 14 – Iron ore sintering. *Iron Ore. Mineralogy, Processing and Environmental Sustainability*, pp. 395–433, doi: <https://doi.org/10.1016/B978-1-78242-156-6.00014-9>
4. The process of sintering sinter on a sintering machine. URL: https://vuzlit.com/2227888/protsess_spekaniya_aglomerata_aglomashine (last accessed: 13.12.2022) [in Russian].
5. Influence of the layer height on the indicators and parameters of the sintering process. URL: https://studwood.net/2133181/tovarovedenie/vliyanie_vysoty_sloya_pokazateli_parametry_agloprotsesssa (last accessed: 13.12.2022) [in Russian].
6. Dorogoy, E.V. (2013). Current status of pelletizing sinter mix containing large amounts of fine particulate matter. Report 1: Analysis of charge terms of Ukraine sinter production. *Collection of scientific works of DonSTU*, no. 40, pp. 149–154 [in Russian].
7. Melnik, Ya.V. (2011). Energy-saving technologies as a basis for advancing the competitiveness of hot-metal products. *Investytsiyi: praktyka ta dosvid*, no. 14, pp. 72–76 [in Ukrainian].
8. Pilipenko, A.A. (2014). Strategic directions of enterprises metallurgical industry development. *Efektivna ekonomika*, no. 1. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/efek_2014_1_59 [in Ukrainian].
9. Venger, V., Romanovska, N., Chyzhevskaya, M. (2022). Trends and vectors of development of metallurgical industry of Ukraine. *Agrosvit*, no. 4, pp. 37–47, doi: <https://doi.org/10.32702/2306-6792.2022.4.37> [in Ukrainian].

10. Mishenko, I.M., Kochura, V.V., Aslamova, Ya.Yu., Stambulji, G.I., Koltsov, S.V. (2011). Perfection of technology and equipment of agglomeration productions. *Metallurgical processes and equipment*, no. 3, pp. 35–44 [in Russian].
11. Ozhogin, V.V., Kovalevsky, I.A., Zherlitsina, O.V. (2009). Efficient Control of Sinter Charge Pelletization. *Reporter of the Priazovskyi State Technical University. Section: Technical sciences*, iss. 19, pp. 25–29 [in Russian].
12. Ozhogin, V.V. (2003). Influence of additives of fractionated lime sludge on the efficiency of agglomeration. *Reporter of the Priazovskyi State Technical University. Section: Technical sciences*, iss. 13, pp. 1–3 [in Russian].
13. Trushko, V.L., Utkov, V.A. (2016). Development of import substituting technologies for increasing productivity of sintering machines and strength of agglomerates. *Journal of Mining Institute*, vol. 221, pp. 675–680, doi: <https://doi.org/10.18454/PMI.2016.5.675> [in Russian].
14. Chuprinov, E.V., Lyalyuk, V.P., Zhuravlev, F.M., Lyakhoval, I.A., Kassim, D.O. (2015). Optimization of technological parameters of agglomerate sintering with the solid fuel of different reactivities. *Reporter of the Priazovskyi State Technical University. Section: Technical sciences*, iss. 30, vol. 1, pp. 36–41 [in Russian].
15. Nasyrov, T.M., Makarova, I.V., Druzhkov, V.G. (2014). On the issue of the production of sinter from finely divided iron ore concentrates. *Theory and technology of metallurgical production*, pp. 16–18 [in Russian].
16. Tadashi, O., Sassa, Y., Naoya, S. et al. (2010). Development of sinter mixture granulation at Nisshin Steel Kure works. *Zairo to Prosesu=CAMP ISIJ*, no. 1, pp. 117–120.
17. Niva, Ya. (1993). Industrial production of agglomerated ore blast-furnace raw materials with the mass use of ore with a low content of waste rock. *Express review. The latest foreign achievements*, no. 6 [in Russian].
18. Russkikh, V.P., Tarasov, V.P., Krivenko, O.V. (2000). Research and improvement of agglomerate production technology. *Reporter of the Priazovskyi State Technical University. Section: Technical sciences*, iss. 10, pp. 21–25 [in Russian].
19. Odintsov, A.A. (2026). Analysis of the state and prospects for the development of two-layer agglomeration technology. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*, no. 1 (15) [in Russian].
20. Semakova, V.B., Pilyugin, E.I. (2015). Investigation of the sintering process productivity factors. *Reporter of the Priazovskyi State Technical University. Section: Technical sciences*, iss. 30, vol. 1, pp. 41–50 [in Russian].
21. Semakova, V.B., Pilyugin, E.I., Bezrukov, V.V. (2011). Research of sintering process with recycled selected sinter fines addition into charge. *Priazovskyi State Technical University. Section: Technical sciences*, no. 2 (23), pp. 40–45 [in Russian].
22. Sidorov, V.A., Levchenko, O.O. (2009). Some ways for improvement of constructions of one roller of toothed crushers. *Scientific papers DONNTY*, iss. 11 (159), pp. 2299–2238 [in Russian].
23. DSTU ISO 4701:2019 (ISO 4701:2019, IDT) (2020). Iron ores and iron of direct reduction. Determination of particle size composition by scattering method. To replace DSTU ISO 4701:2012 [Effective from 2020-07-01]. Kyiv: UkrNDNC, 31 p. [in Ukrainian].
24. DSTU 8811.1:2018 (2018). Iron ores, concentrates, agglomerates, pellets and briquettes. Method for determination of total iron. To replace DSTU GOST 23581.18:2008 [Effective from 2019-01-01]. Kyiv: UkrNDNC, 7 p. [in Ukrainian].
25. DSTU B V.2.7-250:2011 (2012). Building materials. Dielkometric method of humidity measurement. To replace GOST 21718-84, MOD [Effective from 2012-12-01]. Kyiv: Ministry of Regions of Ukraine, 7 p. [in Ukrainian].
26. DSTU B V.2.7-220:2009 (2010). Building materials. Concretes. Determination of strength by mechanical methods of non-destructive testing [Effective from 2010-09-01]. Kyiv: Ministry of Regional Development of Ukraine, 20 p. [in Ukrainian].
27. Vodennikova, O.S., Vodennikov, S.A., Bondarenko, Ya.V. (2022). Analysis of measures for the modernization of the specification department of agglomeration factory PJSC “KAMET-STEEL”. *Journal of Kryvyi Rih National University*, no. 55, pp. 49–58 [in Ukrainian].

Received 13.12.2022

Summary

O.S. Vodennikova¹, PhD (Engin.), Associate Professor, Associate Professor,
e-mail: oksana_vodennikova@ukr.net,

<https://orcid.org/0000-0003-0496-5435>

S.A. Vodennikov², Dr. Sci. (Engin.), Professor, Professor,

e-mail: s_vodennikov@i.ua, <https://orcid.org/0000-0002-5563-5244>

Ya.V. Bondarenko¹, student, e-mail: yaha119988@gmail.com

¹Zaporizhzhia National University (Zaporizhzhia, Ukraine)

²Zaporizhzhia Polytechnic National University (Zaporizhzhia, Ukraine)

Measures to modernize the sintering department of the sinter plant of PJSC “KAMET-STEEL”

When producing sinter in the conditions of Ukrainian metallurgical enterprises, it is expedient to use domestic raw materials and try to increase the productivity of sintering shops to global indexes in the range of 5 to 7 million tons/year of sinter. At the same time, the following requirements should be made to the quality of sinter: the highest iron content, the minimum amount of harmful impurities, the stability of the chemical and granulometric compositions, high reducibility and gas permeability, high strength and low content of the fraction less than 5 mm. To increase the competitiveness of sinter production, the following means should be used: construction of sinter plants of a new generation with modern sintering machines; carrying out major repairs and modernization of fixed assets of sinter production; application of energy-saving technologies of sintering et al. The paper proposes measures to modernize the industrial department of sinter plant No. 2 of PJSC “KAMET-STEEL”. To modernize sintering machine No. 7, it is proposed to repair longitudinal and transverse seals of the sintering machine, gas collector, vacuum chambers, dust bags, compensators in the sintering zone, vacuum chambers in the cooling zone, the recovery of thermal insulation on the gas collector, vacuum chambers, and dust bags. The proposed measures make it possible to reduce electricity consumption at the sinter plant, increase the productivity of sintering machine No. 7 to 933.372 tons/year of sinter, reduce the content of fines in the sinter to 8 %, reduce the consumption of solid fuel to 20 %, and increase the service life of the equipment (exhauster rotors and pallet carts with grates).

Keywords

Sinter, sintering machine, modernization, sintering department, sintering technology.

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 1 (332), 19-27

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.01.019>

УДК 621.746.6:531.42:62-412

Ю.В. Костецкий¹, д-р техн. наук, доц., пров. наук. співр., e-mail: y.kostetsky@paton.kiev.ua,
<https://orcid.org/0000-0003-0742-0684>

Є.О. Волченков¹, пров. інженер, e-mail: evgeniyvolchenkov@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-3272-3169>

Г.П. Стовпченко¹, д-р техн. наук, проф., пров. наук. співр., e-mail: anna_stovpchenko@ukr.net,
<https://orcid.org/0000-0002-6555-5715>

Є.В. Тацький², аспірант, e-mail: ye.tatskyi@kpi.ua, <https://orcid.org/0000-0002-1996-1157>

¹Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України (Київ, Україна)

²Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (Київ, Україна)

Комп'ютерне моделювання процесу сифонного відливання крупного сталевихого циліндричного зливка

Електрошлаковий переплав є одним з основних способів отримання високоякісних крупних зливків зі спеціальних сталей та сплавів, зокрема для потреб енергетичного машинобудування. Відливання у виливниці є найбільш поширеним способом отримання великогабаритних витратних електродів для здійснення електрошлакового переплаву. З метою визначення раціональних параметрів процесу відливання крупних циліндричних зливків у виливницю сифонним способом було проведено комп'ютерне моделювання. У даній роботі представлено результати моделювання руху потоків рідкого металу під час заповнення виливниці рідким металом та процесу формування скоринки твердого металу в цей час в умовах відливання сифонним способом круглого сталевихого зливка діаметром 1 м з відношенням висоти до діаметра рівним 6,5 і масою близько 40 тонн. Аналіз результатів комп'ютерного моделювання показує, що у ванні рідкого металу у виливниці спостерігається нестационарна гідродинамічна картина, яка змінюється в міру заповнення внутрішнього об'єму виливниці рідким металом. Затвердіння металу починається вже на початковому етапі заповнення виливниці. Проте під впливом потоків рідкого металу утворення скоринки затверділого металу відбувається нерівномірно внаслідок неоднорідного розподілу теплового потоку від рідкометалевої ванни по периметру і висоті стінки виливниці, що створює умови для розвитку гарячих поверхневих тріщин. Для запобігання утворенню поверхневих дефектів рекомендується вжити заходів зі стабілізації висхідного потоку рідкого металу. Також досліджено вплив попереднього підігріву виливниці на інтенсивність затвердіння в ході її заповнення рідким металом. Попередній підігрів зменшує кількість твердої фази, що утворюється протягом заповнення виливниці рідким металом. Найбільш суттєве пригнічення утворення твердої фази зі зменшенням об'ємної частки затверділого металу більше ніж на 40 % спостерігається за умови попереднього нагріву стінки виливниці не менше ніж до 550–600 °С.

Ключові слова: комп'ютерне моделювання, сифонне відливання, круглий сталевий зливков, затвердіння, потоки рідкого металу, тверда скоринка, виливниця.

Вступ. Електрошлаковий переплав (ЕШП) [1] є одним з основних способів отримання високоякісних крупних зливків з високолегованих сталей та сплавів, зокрема для потреб енергетичного машинобудування. У процесі електрошлакового переплаву завдяки особливим умовам твердіння вдається отримати метал з покращеною кристалічною структурою, більшою хімічною та фізичною однорідністю, порівняно з литим металом [2].

Отримання якісних заготовок для подальшого електрошлакового переплаву (витратних електродів) є дуже важливим завданням в процесі виробництва високоякісних крупних зливків ЕШП з легованих сталей [3]. Витратні електроди для здійснення процесу ЕШП, як правило, отримують шляхом сифонної розливки сталі у виливницю [4]. До однорідності металу витратних електродів, їх геометрії та стану поверхні висувають досить жорсткі вимоги, оскільки їх якість значною мірою впли-

ває на результат переплаву [5]. Зокрема, хімічна неоднорідність металу витратного електрода сприяє розвитку ліквідації в отриманому внаслідок переплаву зливку, а прояви фізичної неоднорідності – до порушень стабільності електричного режиму плавки і погіршення однорідності кристалічної структури та якості поверхні зливка. При цьому усунути можна лише поверхневі дефекти. Литі електроди з поверхнею поганої якості, як правило, піддають попередній механічній обробці, але це призводить до втрат металу та збільшення витрат на виробництво. Проте виробники вимушені це робити, через високий рівень вимог до якості металу ЕШП. Наприклад, один з провідних світових виробників інструментальних сталей компанія Uddeholms AB (Швеція) запровадила обов'язкове зачищення поверхні витратних електродів перед плавкою [6].

Певною альтернативою сифонній розливці може бути отримання зливків для витратних електродів на машинах напівбезперервного лиття [7], але для цього необхідна наявність спеціального устаткування, що стимує поширення цієї технології.

Таким чином, отримання крупногабаритних витратних електродів для ЕШП шляхом відливання у виливниці залишається найбільш поширеним і економічно привабливим способом їх виробництва. З метою визначення раціональних параметрів процесу відливання крупних циліндричних зливків у виливницю сифонним способом було проведено комп'ютерне моделювання. У даній роботі представлено результати комп'ютерного моделювання гідродинамічної картини у ванні рідкого металу під час заповнення виливниці рідким металом та процесу формування скоринки твердого металу в цей період.

Постановка задачі. Відливання бездефектних крупних циліндричних зливків з великим відношенням висоти до діаметра є непростим технологічним завданням [1]. Як показує промисловий досвід, затвердіння таких зливків у виливницях може супроводжуватись не тільки розвитком усадкових дефектів та макрولیквідації, але і утворенням гарячих поверхневих тріщин [8]. Такі тріщини можуть утворюватися вже на початковому етапі заповнення виливниці рідким металом внаслідок розриву тонкої скоринки затверділого металу під дією напружень, що викликані феростатичним тиском і градієнтом температур по перерізу скоринки [9]. Поява поверхневих тріщин може бути спричинена локальним підмиванням твердої скоринки потоками рідкого металу, характер розподілу і ін-

тенсивність яких залежить від швидкості розливання, геометричних параметрів внутрішнього простору виливниці та сифонної проводки. Під дією напружень стоншені ділянки твердої скоринки деформуються. Чим більше лінійний розмір зливка і менше протяжність оплавленої ділянки скоринки затверділого металу, тим більше її відносна деформація і, відповідно, більше її схильність до розтріскування [8].

Відповідно, щоб мінімізувати ризик виникнення гарячих тріщин під час відливання зливка, слід ретельно підходити до вибору технологічних параметрів і організації введення металу у виливницю. Застосування комп'ютерного моделювання дозволяє суттєво полегшити розв'язання цього завдання.

У даній роботі шляхом комп'ютерного моделювання досліджували особливості руху потоків рідкого металу і процесу формування скоринки затверділого металу під час заповнення виливниці рідким металом під час сифонного відливання крупного циліндричного зливка діаметром 1 м з відношенням висоти до діаметра, яке дорівнює 6,5. Розрахункова маса такого зливка становить близько 40 тонн.

Методика моделювання. Для побудови геометричної моделі об'єкта дослідження використовували програмний пакет CAD SolidWorks. Загальний зовнішній вигляд створеної геометричної моделі показано на рис. 1а.

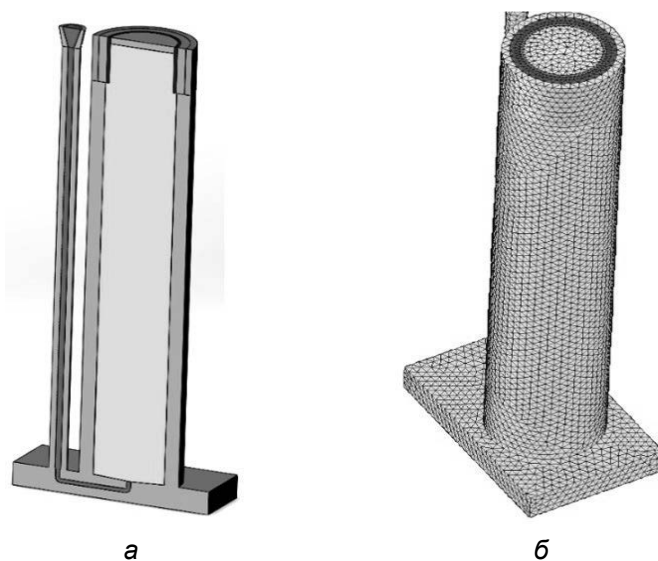


Рис. 1. Зовнішній вигляд геометричної моделі (а) та розрахункова сітка (б)

Таблиця 1

Характеристики складових геометричної моделі

Компонент	Матеріал	Початкова температура, °C
Метал	Сталь AISI 1040	1530
Виливниця	Сірий чавун EN-GJL-300	150
Теплоізолятор 1	Вкладиші Foseco	150
Теплоізолятор 2	Мулотовий порошок	150
Шар екзотермічної суміші	Екзотермічна засипка (ЕП)	150

Властивості матеріалів

Параметр	Сталь AISI 1040	Чавун GJL-300	Вкладиші Foseco	Мулітовий по- рошок	Екзотермічна засипка (ЕП)
Теплопровідність [$f(T)$], Вт/м·К	23...36	20...36	0,45	7,1...3,8	0,2...0,37
Густина [$f(T)$], кг/м ³	7845...6795	7200...6300	400	3150	500
Ентальпія [$f(T)$], кДж/кг	142...1428	153...1468	1,5	0,554...1,202	0,9
Температура солідус, °С	1498	1245	–	–	–
Температура ліквідус, °С	1429	1129	–	–	–
Температура початку екзотермічної реакції, °С	–	–	–	–	500
Енергія екзотермічних реакцій, кДж/кг	–	–	–	–	1900

Моделювання процесу відливання зливка здійснювали за допомогою спеціалізованої програмної системи ProCast. З метою оптимізації співвідношення «точність/продуктивність» під час розрахунків, розміри сегментів скінчено-елементної сітки в процесі її побудови задавали в межах 0,01–0,1 м, залежно від лінійних розмірів і конфігурації конкретних елементів геометричної моделі (рис. 1б). Моделювання здійснювали для повної тривимірної моделі без використання умов осевої симетрії.

На етапі підготовки моделі для всіх її складових задавали початкові температури і визначали матеріал, користуючись базою даних програмної системи ProCast (табл. 1).

Термодинамічні та фізичні властивості обраних матеріалів розраховували за допомогою відповідного модуля програмної системи ProCast (табл. 2).

Коефіцієнти тепловіддачі для кожного кордону теплообміну визначали на підставі аналізу літературних даних. При цьому було зроблено припущення, що зовнішня поверхня виливниці й зовнішня поверхня шару, який утеплює дзеркало металу у виливниці, вільно охолоджуються повітрям шляхом конвективного теплообміну та втрати тепла випромінюванням. Теплові втрати в ливниковій системі та з «дзеркала» у виливниці під час її заповнення не враховували.

Моделювання гідродинамічних явищ у процесі заповнення виливниці рідким металом здійснювали з урахуванням поточного охолодження й затвердіння металу, що забезпечувало отримання більш достовірних результатів [10]. Також під час розрахунків був задіяний програмний модуль Stress системи ProCast, що дозволяло враховувати термічну усадку металу й утворення повітряного зазору між поверхнею зливка й стінкою виливниці.

Масову швидкість розливання задавали такою, щоб лінійна швидкість підйому розплаву у виливниці становила 0,2 м/хв (масова 1,25 т/хв). При цьому розрахункова тривалість заповнення виливниці рідким металом становила 32 хвилини.

Результати моделювання та їх обговорення.

Аналіз результатів комп'ютерного моделювання показує, що під час відливання зливка у ванні рідкого ме-

талу у виливниці спостерігається нестационарна гідродинамічна картина, яка змінюється в міру заповнення внутрішнього об'єму виливниці рідким металом.

Через особливості будови ливникової системи струмінь рідкого металу, що надходить у виливницю, за інерцією відхиляється від вертикальної осі і формує несиметричний та нестабільний турбулентний потік в об'ємі рідкого металу (рис. 2а, б). Лише після заповнення виливниці на дві третини висхідний струмінь металу стабілізується під дією феростатичного тиску, й гідродинамічна картина стає практично незмінною аж до завершення заповнення виливниці металом. При цьому низхідні потоки більш холодного металу, які рухаються вздовж стінок виливниці, певною мірою стискають висхідний потік, що призводить до збільшення його лінійної швидкості і сприяє надходженню гарячого металу у верхню частину виливниці.

Затвердіння металу починається вже на початковому етапі заповнення виливниці з утворенням скоринки затверділого металу в донній частині виливниці (рис. 3).

Найбільш інтенсивний приріст об'єму твердої фази, до близько 5 %, спостерігається під час заповнення внутрішнього простору виливниці рідким металом на 15–20 % (рис. 4), що, вочевидь, обумовлене спільним охолоджуючим впливом піддону та стінок виливниці. В процесі подальшого заповнення виливниці швидкість затвердіння металу дещо уповільнюється, і на момент заповнення виливниці на 90–95 % висоти об'ємна частка твердої фази не перевищує 7 %. Лише після заповнення виливниці більше ніж на 95 % спостерігається стрімке збільшення об'ємної частки твердої фази й утворення скоринки затверділого металу у верхній частині стінок виливниці.

Внаслідок взаємодії низхідних і висхідних потоків більш гарячого металу, що надходить до виливниці з ливникової системи, утворюється несиметрична гідродинамічна картина (рис. 2), найбільш нестабільна у нижній частині ванни рідкого металу, з відповідним тепловим полем і несиметричним розподілом теплового потоку у стінку виливниці. За цих умов відповідно спостерігається нерівномірне утворення скоринки затверділого металу як за її розташуванням, так і за її товщиною (рис. 3б).

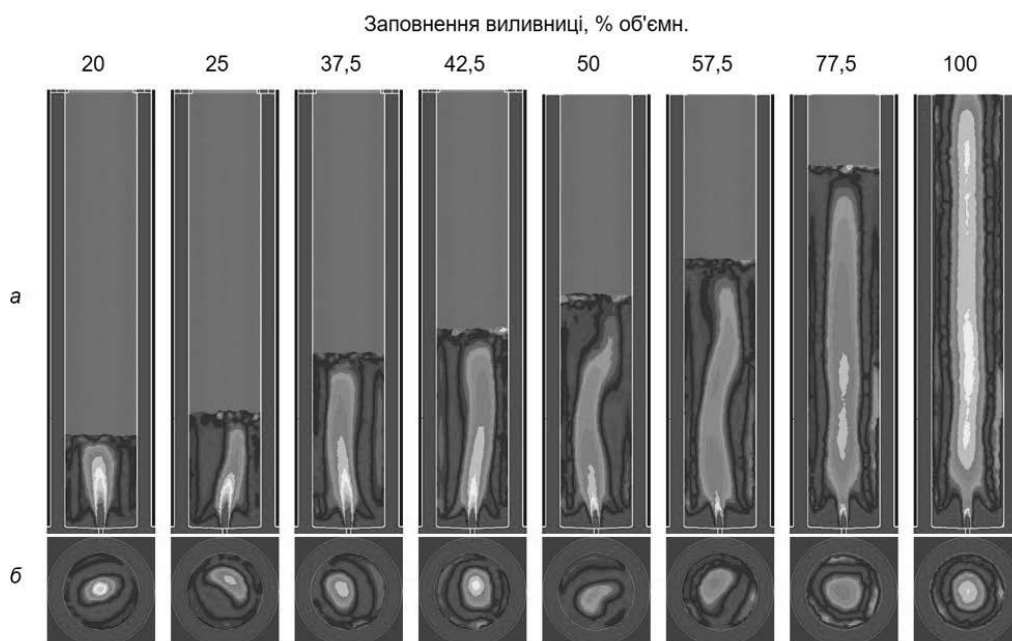


Рис. 2. Поля швидкостей потоків рідкого металу на різних стадіях заповнення виливниці: поздовжній осьовий перетин (а) і поперечний переріз на відстані 1 м від донної частини (б). Прибуткова частина не показана.

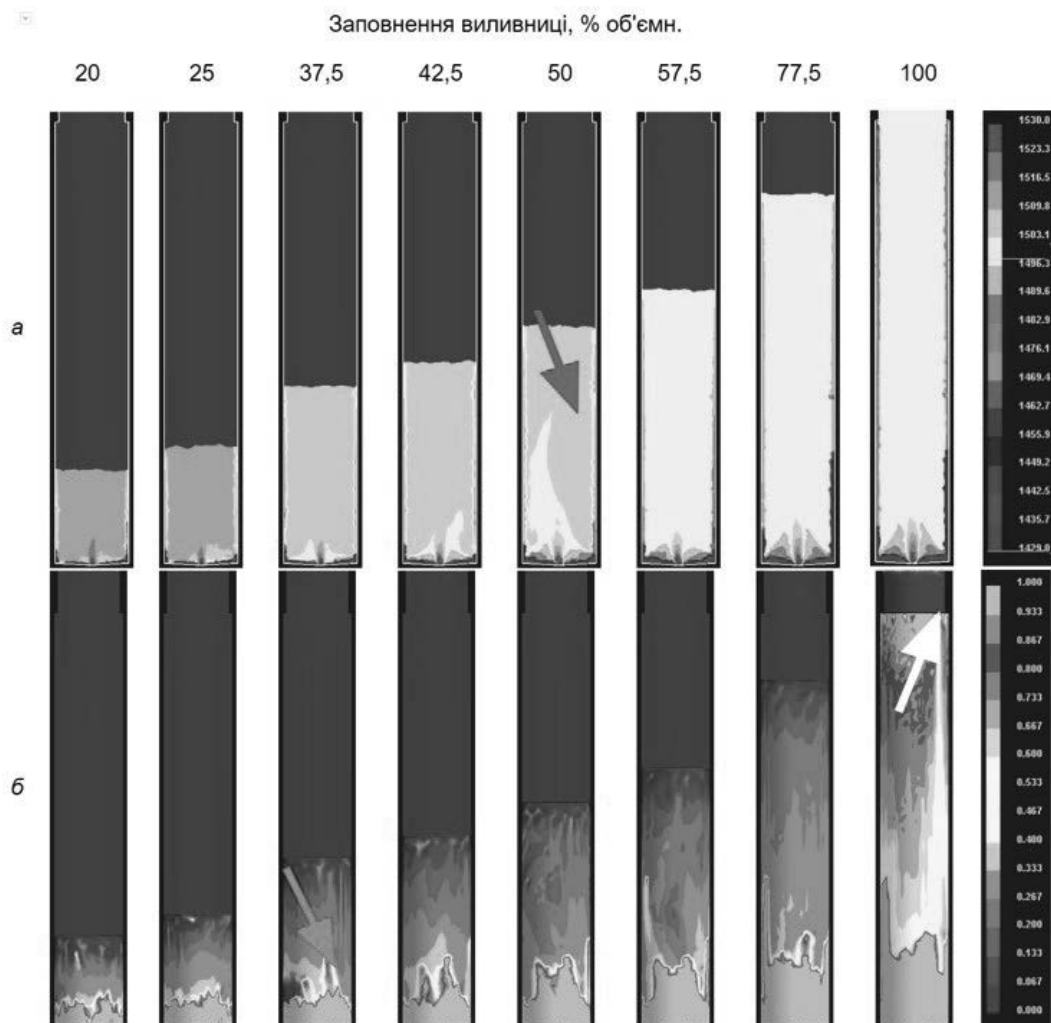


Рис. 3. Температурні поля в поздовжньому осьовому перерізі (а) та формування скоринки затверділого металу (б) на різних стадіях заповнення виливниці

На рис. 5 показано розподіл температур по висоті стінки виливниці на відстані 25 мм від її внутрішньої поверхні вздовж чотирьох вертикальних осей на

момент часу, який відповідає заповненню виливниці на дві третини. Наведені дані показують, що у нижній частині стінки виливниці на відстані до 0,025 м

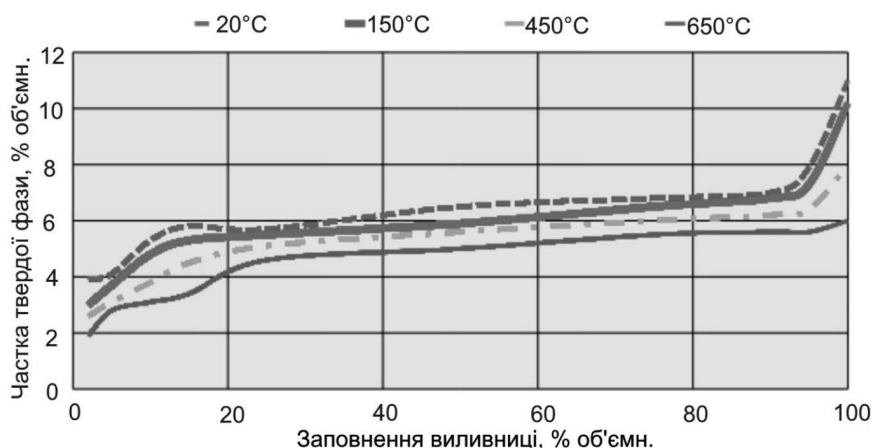


Рис. 4. Динаміка утворення твердої фази в процесі заповнення виливниці (відсоток заповнення) за різної початкової температури виливниці

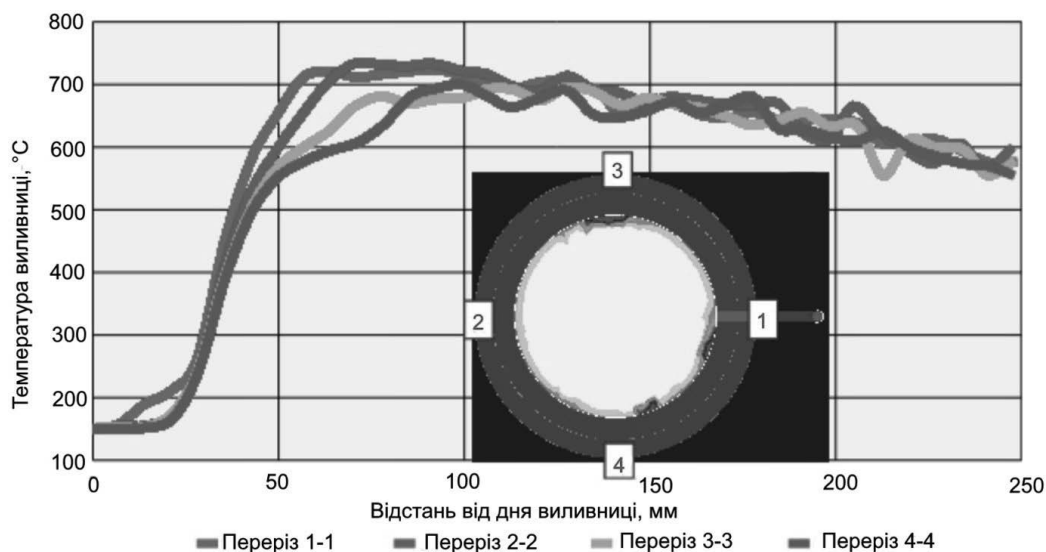


Рис. 5. Розподіл температури по висоті виливниці (у момент заповнення на 2/3) на відстані 25 мм від її внутрішньої поверхні вздовж чотирьох вертикальних осей

від основи проявляється сильний охолоджуючий ефект масивного піддону, і температура стінки практично не збільшується. У міру віддалення від основи та зменшення охолоджуючого впливу піддону значення температури стінки виливниці у контрольних точках стрімко збільшуються і досягають 600–730 °C на відстані від рівня основи на 0,06–0,10 м. На цих горизонтах стінка встигає прогрітись найбільше. При подальшому віддаленні від основи стінки ступінь її прогріву плавно зменшується по всіх осях. При цьому в зоні максимального прогріву розподіл температур по перерізу (по осях) є вкрай нерівномірним. Перепад температур між точками на різних осях в одному горизонтальному перерізі сягає 140 °C (19 %), що є наслідком розподілу потоків рідкого металу та відповідного поля температур в об'ємі металевої ванни на цих рівнях (рис. 2). Така неоднорідність розподілу температур у стінці виливниці впливає на характер процесу затвердіння металу й сприяє виникненню термічної напруги в скоринці затверділого металу і, як наслідок, небезпеку утворення поверхневих гарячих тріщин у цій зоні поверхні зливка.

На віддаленні від основи більше ніж 0,1 м, стінка виливниці прогрівається більш рівномірно по різних

напрямах. Після повного заповнення виливниці рідким металом перепад температур між відповідними точками на різних осях в нижній частині стінки виливниці швидко вирівнюється.

Окрім теплового потоку у стінку виливниці на стан скоринки затверділого металу можуть також безпосередньо впливати потоки рідкого металу. Коливання затопленого висхідного потоку з відхиленням у бік стінки виливниці призводять до локального підмиву скоринки, аж до її «змивання» та утворення відокремлених острівців затверділого металу (рис. 3б, позначено стрілкою), що створює передумови для утворення поверхневих дефектів та гарячих поверхневих тріщин. Тому при відливанні круглих зливок з великим співвідношенням висоти до діаметра і внаслідок цього схильних до утворення поверхневих тріщин, слід вжити заходів з оптимізації руху потоків рідкого металу під час заповнення виливниці.

Суттєво зменшити або зовсім виключити безпосередній вплив затопленого струменя рідкого металу на затверділу скоринку в процесі заповнення виливниці можна за рахунок стабілізації потоку рідкого металу, що надходить у виливницю. Як показують дослідження, досягти цього можливо шляхом встанов-

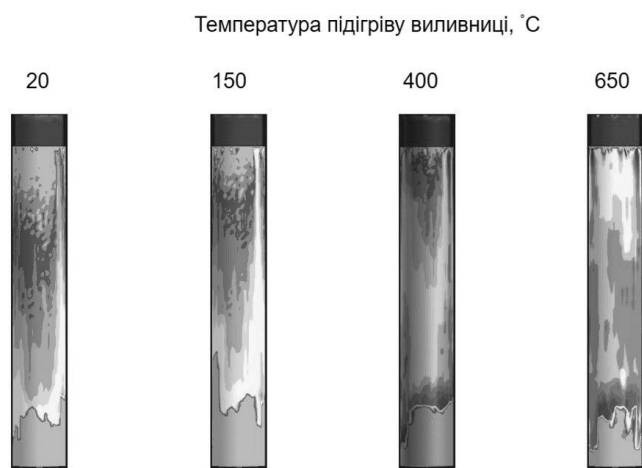


Рис. 6. Особливості формування скоринки затверділого металу (на момент закінчення заповнення виливниці рідким металом) за різної початкової температури виливниці

лення на виході з сифонної проводки у виливницю стаканів спеціальної конструкції – подовжених [11], з розсіканням струменя [12, 13, 14], з закручуванням потоку [15], або використанням проводки з тангенціальним підведенням металу [16]. Застосування таких конструкцій дозволяє мінімізувати або повністю унеможливити відхилення струменя рідкого металу від вертикалі під час заповнення виливниці.

В ході моделювання також було досліджено можливість зменшити небажаний вплив турбулентних потоків рідкого металу на скоринку затверділого металу під час заповнення виливниці через штучне уповільнення процесу утворення твердої фази за рахунок попереднього підігріву виливниці. При цьому певне зменшення градієнта температур між рідким металом і виливницею повинно впливати не тільки на інтенсивність затвердіння (швидкість формування скоринки), але й дещо зменшувати термічні напруги, які виникають в скоринці, що утворилась.

Для вивчення впливу підігріву виливниці на формування скоринки були проведені спеціальні чисельні експерименти, у ході яких змінювали початкову температуру виливниці. Були розглянуті варіанти з початковою температурою виливниці (°C): 20, 150, 400, 650. На рис. 4 представлено результати розрахунків зміни частки затверділого металу (у відсотках) від ступеня заповнення виливниці (у відсотках) рідким металом за різної початкової температури виливниці. Аналіз отриманих результатів показує, що збільшення початкової температури виливниці закономірно призводить до зменшення об'ємної частки затверділого металу.

При цьому характер і динаміка затвердіння принципово не змінюється. Нерівномірність наростання скоринки також зберігається (рис. 6). Вже за температури 450 °C спостерігається деяке зменшення інтенсивності утворення твердої фази на початку заповнення виливниці, а за початкової температури виливниці рівної 650 °C досягнуто найбільше зменшення об'ємної частки металу, затверділого впродовж заповнення виливниці, – більше ніж на 40 %, порівняно з варіантом з початковою температурою виливниці

150 °C. Слід зазначити, що при 650 °C також спостерігається уповільнення утворення твердої фази на початковому етапі заповнення виливниці (заповнення до 20 % об'єму), а також не відбувається різке прискорення затвердіння на завершальному етапі її заповнення (рис. 5, 6). При цьому у всіх розглянутих варіантах основна кількість затверділого металу зосереджена в донній частині виливниці.

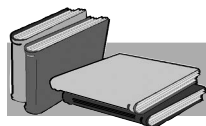
Таким чином, як показують отримані результати, підігрів виливниці перед розливкою впливає на перебіг процесу затвердіння металу під час заповнення виливниці, але суттєвим він стає лише за умови нагріву виливниці до досить високих температур. Для умов розрахунку – це не менше 500–600 °C. Проте таке нагрівання виливниці може зменшити вірогідність утворення гарячих тріщин, або інших поверхневих дефектів, пов'язаних з деформацією скоринки затверділого металу.

Висновки та рекомендації

В процесі відливання крупного круглого зливка з великим відношенням висоти до діаметра під час заповнення виливниці рідким металом внаслідок взаємодії низхідних і висхідних потоків утворюється несиметрична відносно вертикальної осі виливниці картина їх розподілу, найбільш нестабільна у нижній частині ванни рідкого металу, з відповідним тепловим полем і несиметричним розподілом теплового потоку у стінку виливниці. Це призводить до нерівномірного формування скоринки затверділого металу й до можливості її локального підмиву, що у сукупності створює передумови для утворення поверхневих дефектів у зливку.

Тому при відливанні круглих зливків з великим співвідношенням висоти до діаметра і внаслідок цього схильних до утворення поверхневих тріщин, слід вжити заходів для стабілізації потоку рідкого металу, що надходить у виливницю. Зокрема, установкою на виході з сифонної проводки у виливницю стаканів спеціальної конструкції, або використанням проводки з тангенціальним підведенням металу.

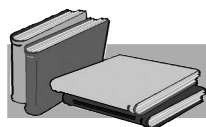
Попередній підігрів виливниці зменшує кількість твердої фази, що утворюється за час заповнення виливниці рідким металом. При цьому нерівномірність наростання скоринки зберігається. Найбільш суттєвий вплив на перебіг процесу утворення твердої фази спостерігається за умови досить значного попереднього нагріву стінки виливниці до температури не менше 550–600 °C. При цьому зменшується кількість затверділого металу у донній частині виливниці і слід очікувати зменшення вірогідності утворення гарячих тріщин, або інших поверхневих дефектів, пов'язаних з деформацією скоринки затверділого металу.



ЛІТЕРАТУРА

1. Митчелл А. Об изготовлении крупных поковок из сплавов, чувствительных к сегрегации. *Современная электрометаллургия*. 2005. № 2. С. 3–8.
2. Медовар Б.И., Цикуленко А.К., Дяченко Д.М. Качество электрошлакового металла. Киев: Наук. думка, 1990. 312 с.
3. Knabl, M., von Eynatten, K., Kubin, M., Scheriau A., Holzgruber H. Supersized ESR – Strategies for a Further Optimization and Size Increase of the Process. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*. 2018. Vol. 163. No. 9. P. 355–360. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00501-018-0763-3> (last accessed: 18.10.2022).
4. Eisenkolb J., Fandrich R., Gerling R., Jung H.P. State of the art and future trends of ingot casting and remelting technology. *Stahl und Eisen*. 2012. Vol. 132. No. 5. P. 49.
5. Mitchell A. Electrode manufacture for the remelting processes. *Ironmaking & Steelmaking*. 2020. Vol. 48. Iss. 5. P. 505–513. DOI: <https://doi.org/10.1080/03019233.2020.1855690> (last accessed: 18.10.2022).
6. Sjöqvist Persson E., Fredriksson H., Mitchell A. Experience from plant trials with improved Eisenkolmould powder at Uddeholms AB. Proceedings of the 2nd international conference on ingot casting, rolling and forging: Proceedings, Milan, 7–9 May 2014.
7. Michelic S., Riedler M. Production of Jumbo Blooms by Semi-continuous Casting: Challenges, Feasibility, and Future Potential. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*. 2016. Vol. 161. S1. P. 39–44. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00501-016-0464-8> (last accessed: 18.10.2022).
8. Harste K., Schwerdtfeger K. Shrinkage of Round Iron-Carbon Ingots during Solidification and Subsequent Cooling. *ISIJ International*. 2003. Vol. 43. Iss. 7. P. 1011–1020. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1011> (last accessed: 18.10.2022).
9. Zappulla M.L.S., Hibbeler L.C., Thomas B.G. Effect of Grade on Thermal–Mechanical Behavior of Steel During Initial Solidification. *Metallurgical and materials transactions A*. 2017. Vol. 48. No. 8. P. 3777–3793. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4112-z> (last accessed: 18.10.2022).
10. Pelss A. Numerical investigations of influences on the flow in a vertical twin roll strip caster for stainless steel. SteelSim, Bardolino, 23 September 2015. P. 31–36.
11. Marx K., Rödl S., Schramhauser S., Seemann M. Optimization of the filling and solidification of large ingots. *La metallurgia italiana*. Milan, 7–9 May 2014.
12. Tan Z., Ersson M., Jönsson P.G. Mathematical Modeling of Initial Filling Moment of Uphill Teeming Process Considering a Trumpet. *ISIJ International*. 2011. Vol. 51. Iss. 9. P. 1461–1467. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.1461> (last accessed: 18.10.2022).
13. Tan Z. Some Aspects of Improving Initial Filling Conditions and Steel Cleanliness by Flow Pattern Control Using a Swirling Flow in the Uphill Teeming Process: Doctoral thesis, comprehensive summary. 2013. URL: <http://urn.kb.se/resolve?urn=urn:nbn:se:kth:diva-117718> (last accessed: 18.10.2022).
14. Hallgren L., Tillander A., Yokoya S., Jönsson P.G., Hagman S. A First Attempt to Implement a Swirl Blade in Production of Ingots. *ISIJ International*. 2010. Vol. 50. Iss. 12. P. 1763–1769. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.1763> (last accessed: 18.10.2022).
15. Bai H., Ersson M., Jönsson P. Effect of TurboSwirl Structure on an Uphill Teeming Ingot Casting Process. *Metallurgical and materials transactions B*. 2015. Vol. 46. No. 6. P. 2652–2665. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-015-0445-4> (last accessed: 18.10.2022).
16. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. Москва: Металлургия, 1976. 552 с.

Надійшла 16.12.2022



REFERENCES

1. Mitchell, A. (2005). On manufacture of large forgings from alloys sensitive to segregation. *Modern metallurgy*, no. 2, pp. 3–8 [in Russian].
2. Medovar, B.I., Tsikulenko, A.K., Dyachenko, D.M. (1990). Quality of electroslag metal. Kyiv: Naukova dumka, 312 p. [in Russian].
3. Knabl, M., von Eynatten, K., Kubin, M., Scheriau, A., Holzgruber, H. (2018). Supersized ESR – Strategies for a Further Optimization and Size Increase of the Process. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, vol. 163, no. 9, pp. 355–360, doi: <https://doi.org/10.1007/s00501-018-0763-3> (last accessed: 18.10.2022).
4. Eisenkolb, J., Fandrich, R., Gerling, R., Jung, H.P. (2012). State of the art and future trends of ingot casting and remelting technology. *Stahl und Eisen*, vol. 132, no. 5, p. 49.
5. Mitchell, A. (2020). Electrode manufacture for the remelting processes. *Ironmaking & Steelmaking*, vol. 48, iss. 5, pp. 505–513, doi: <https://doi.org/10.1080/03019233.2020.1855690> (last accessed: 18.10.2022).

6. Sjöqvist Persson, E., Fredriksson, H., Mitchell, A. (2014). Experience from plant trials with improved Eisenkolmould powder at Uddeholms AB. Proceedings of the 2nd international conference on ingot casting, rolling and forging: Proceedings, Milan, 7–9 May 2014.
7. Michelic, S., Riedler, M. (2016). Production of Jumbo Blooms by Semi-continuous Casting: Challenges, Feasibility, and Future Potential. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, vol. 161, S1, pp. 39–44, doi: <https://doi.org/10.1007/s00501-016-0464-8> (last accessed: 18.10.2022).
8. Harste, K., Schwerdtfeger, K. (2003). Shrinkage of Round Iron-Carbon Ingots during Solidification and Subsequent Cooling. *ISIJ International*, vol. 43, iss. 7, pp. 1011–1020, doi: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1011> (last accessed: 18.10.2022).
9. Zappulla, M.L.S., Hibbeler, L.C., Thomas, B.G. (2017). Effect of Grade on Thermal–Mechanical Behavior of Steel During Initial Solidification. *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 48, no. 8, pp. 3777–3793, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4112-z> (last accessed: 18.10.2022).
10. Pelss, A. (2015). Numerical investigations of influences on the flow in a vertical twin roll strip caster for stainless steel. SteelSim, Bardolino, 23 September 2015, pp. 31–36.
11. Marx, K., Rödl, S., Schramhauser, S., Seemann, M. (2014). Optimization of the filling and solidification of large ingots. *La metallurgia italiana*. Milan, 7–9 May 2014.
12. Tan, Z., Ersson, M., Jönsson, P.G. (2011). Mathematical Modeling of Initial Filling Moment of Uphill Teeming Process Considering a Trumpet. *ISIJ International*, vol. 51, iss. 9, pp. 1461–1467, doi: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.1461> (last accessed: 18.10.2022).
13. Tan, Z. (2013). Some Aspects of Improving Initial Filling Conditions and Steel Cleanliness by Flow Pattern Control Using a Swirling Flow in the Uphill Teeming Process: Doctoral thesis, comprehensive summary. URL: <http://urn.kb.se/resolve?urn=urn:nbn:se:kth:diva-117718> (last accessed: 18.10.2022).
14. Hallgren, L., Tillander, A., Yokoya, S., Jönsson, P.G., Hagman, S. (2010). A First Attempt to Implement a Swirl Blade in Production of Ingots. *ISIJ International*, vol. 50, iss. 12, pp. 1763–1769, doi: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.1763> (last accessed: 18.10.2022).
15. Bai, H., Ersson, M., Jönsson, P. (2015). Effect of TurboSwirl Structure on an Uphill Teeming Ingot Casting Process. *Metallurgical and materials transactions B*, vol. 46, no. 6, pp. 2652–2665, doi: <https://doi.org/10.1007/s11663-015-0445-4> (last accessed: 18.10.2022).
16. Efimov, V.A. (1976). Casting and crystallization of steel. Moscow: Metallurgiya, 552 p. [in Russian].

Received 16.12.2022

Summary

Yu.V. Kostetskyi¹, Dr. Sci. (Engin.), Associate Professor, Leading Researcher, e-mail: y.kostetsky@paton.kiev.ua, <https://orcid.org/0000-0003-0742-0684>

Ye.O. Volchenkov¹, Leading Engineer, e-mail: evgeniyvolchenkov@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-3272-3169>

G.P. Stovpchenko¹, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Leading Researcher, e-mail: anna_stovpchenko@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-6555-5715>

Ye.V. Tatskyi², PhD student, e-mail: ye.tatskyi@kpi.ua, <https://orcid.org/0000-0002-1996-1157>

¹E.O. Paton Electric Welding Institute (Kyiv, Ukraine)

²National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute” (Kyiv, Ukraine)

Computer modeling of the process of siphon casting of a large metal cylindrical ingot

Electroslag remelting is one of the main ways to obtain high-quality large ingots from special steels and alloys, and in particular for the needs of power engineering. Casting in a mold is the most common way to obtain large-sized consumable electrodes for electroslag remelting. Computer modeling was carried out to determine the rational parameters of the process of casting large cylindrical ingots by the uphill casting. This paper presents the simulation results of the movement of liquid metal flows during the filling of a mold with liquid metal and the process of forming a crust of solid metal at that time under the conditions of the uphill casting of a round steel ingot with a diameter of 1 m with a height-to-diameter ratio of 6.5 and a mass of about 40 tons. Analysis of the results of computer simulation shows that in the bath of liquid metal in the mold there is a non-stationary hydrodynamic picture, which changes as the internal volume of the caster is filled with liquid metal. Solidification of the metal

begins already at the initial stage of filling the mold. However, under the influence of liquid metal flows, the formation of a crust of solidified metal occurs unevenly due to the uneven distribution of the heat flow from the liquid-metal bath around the perimeter and height of the mold wall, which creates conditions for the hot surface cracks occurrence. To prevent the formation of surface defects, it is recommended to take measures to stabilize the upward flow of liquid metal. The effect of mold preheating on the intensity of metal solidification during the filling of the mold with liquid metal was also investigated. Preheating reduces the amount of solid phase formed during the filling of the mold with liquid metal. The most significant inhibition of the formation of a solid phase with a decrease in the solidified metal volume fraction of 40 % is observed under the condition of preheating the mold wall to at least 550–600 °C.

Keywords

Computer simulation, siphon casting, round steel ingot, solidification, flows of liquid metal, hard crust, mold.

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 1 (332), 28-33

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.01.028>

УДК 621.74.047

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

А.В. Нарівський¹, чл.-кор. НАН України, д-р техн. наук, проф., директор, e-mail: av.narivskii@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1596-6401>, Web of Science ResearcherID: AAE-8282-2022

С.В. Семірягін², канд. техн. наук, доц., заст. ген. директора, e-mail: td.destal@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-8733-3216>

В.В. Осипенко², ген. директор, e-mail: g.d.destal@ukr.net, <https://orcid.org/0009-0001-9934-7615>

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

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

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

²ТОВ НВП «Дніпроенергосталь» (Запоріжжя, Україна)

Вдосконалення функціональних і технологічних рішень для модернізації підігріву сталі в проміжному ковші машини безперервного лиття

Досить перспективною в плані вдосконалення технології безперервного розливання сталі є використання системи плазмового підігріву металу безпосередньо в проміжному ковші. При цьому на ефективність такої технології значний вплив має конструкція проміжного ковша, місце розташування плазмотрона, спрямованість руху циркуляційних потоків та їх швидкість, наявність примусового перемішування рідкометалевої ванни та ін.

У конструктивному плані основні технічні рішення, які пропонуються для плазмового підігріву сталі в проміжному ковші, базуються на створенні проміжного двокамерного ковша. Причому нагрівання сталі здійснюється у спеціальній прийомній камері. Такі нагрівальні пристрої досить компактні, щоб бути вбудованими в проміжні ковші без будь-яких істотних модифікацій. Більш того, такі нагрівальні пристрої практично не зменшують корисного обсягу проміжного ковша.

Широке поширення технології плазмового підігріву металу в проміжному ковші машини безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) на ряді металургійних заводів світу обумовлено необхідністю підвищення стабільності параметрів процесу лиття та покращення якості заготовки при одночасному зниженні питомих енергетичних витрат. При цьому створюються додаткові передумови для трансформації проміжного ковша в мультифункціональний агрегат для коригування температури сталі та можливості її рафінування.

Особливо актуальним є використання плазмового підігріву у проміжному ковші в умовах міні-заводів, що експлуатують технологічні агрегати невеликої місткості, для яких реалізація традиційних вискоєфективних рішень щодо позапічної обробки, а також обробки на агрегатах ківш-під не завжди уявляється можливою внаслідок складності організації процесу нагріву, великих витрат тепла та високих питомих витрат на вогнетриви. Крім того, такий проміжний ківш може бути досить ефективний при розливанні якісних марок сталей на заготовки малих перерізів, які виробляються, як правило, порівняно невеликими партіями, що ускладнює їх доведення в невеликих сталерозливних ковшах.

Ключові слова: безперервне розливання, проміжний ківш, плазмовий підігрів, температура сталі, міні-завод, заготовка, перемішування, аргон.

В останні два десятиліття в машинобудуванні помітно посилюються вимоги до якості безперервнолитих заготовок, що обумовлено як конкуренцією на світовому ринку металопродукції, так і новими технологічними процесами, в яких поєднуються процеси розливання і подальшої прокатки.

Сучасний проміжний ківш машини безперервного лиття заготовок (МБЛЗ), який по суті виконує основні операції щодо стабілізації процесу розливання, є мультифункціональним металургійним агрегатом безперервної дії, функції якого у нових та вдосконалених МБЛЗ суттєво розширено. Крім суміщення дискретної подачі металу від плавильного агрегату і квазібезперервного переливу в кристалізатор на практиці здійснюється доведення сталі в проміжному ковші, а також додаткове рафінування та мікролегування металу.

У рамках такої модернізації та розширення функціональності на багатьох металургійних виробництвах відбувається оснащення проміжних ковшів системами підігріву металу. Наявність можливості, в останній перед кристалізатором футерованій ємності для розміщення металу, додаткового підігріву дозволяє значно підвищити якість і стабільність властивостей одержуваної безперервнолитої заготовки і знизити її собівартість [1–3].

Рівень температури сталі у проміжному ковші істотно впливає на якість безперервнолитих заготовок, стабільність розливання та продуктивність МБЛЗ. Так, занадто малий рівень перегріву металу, що розливається, над ліквідусом може стати причиною «заморожування» струмка і незапланованого (аварійного) припинення процесу розливання. При надмірному перегріві операторам доводиться зменшувати швидкість розливання, оскільки в іншому випадку підвищується ймовірність прориву скоринки, що твердне під кристалізатором. При цьому відбувається зниження виходу придатного металу та зменшення продуктивності МБЛЗ. Зазвичай кожній марці сталі відповідає певний рівень перегріву, що регламентується, над ліквідусом при розливанні, при якому досягається

оптимальне поєднання якості металу безперервнолитої заготовки і продуктивності розливання [4, 5].

Узагальнюючи численні результати, виконані різними дослідниками у промислових умовах, слід зазначити, що температура сталі в проміжному ковші протягом розливання одного сталерозливного ковша помітно коливається. З початку вона підвищується (протягом 20–25 хв) приблизно на 15–25 °С, що обумовлено прискореним наповненням проміжного ковша до номінального рівня, а потім плавно знижується в міру спустошення сталерозливного ковша внаслідок зниження витрати сталі та втрат тепла, що мають місце через контактуючі з металом поверхні металургійних ємностей, досягаючи мінімального значення в період зливання останніх (холодних) порцій сталі. Після заміни порожнього сталерозливного ковша на повний при серійному розливанні розглянутий цикл зміни температури сталі повторюється (рис. 1).

У металургійній практиці використовуються три найбільш поширені варіанти вирішення проблеми підтримки температури металу: хімічний, дуговий та індукційний підігрів. Перші два способи, як відомо, впливають на хімічний склад, а третій вимагає використання енерговитратного (до 15 кВт·год/т сталі), складного в експлуатації та ремонті обладнання. В останні роки виникає все більший інтерес до використання плазмового нагрівання рідкої сталі безпосередньо у проміжному ковші. Плазмовий підігрів металу в проміжному ковші має ряд переваг у частині досягнення оптимальної макроструктури зливка в порівнянні з методом електромагнітного перемішування і є альтернативою хімічному підігріву в сталерозливному ковші та обробці металу на установці ківш-піч [1, 2].

У промислових плазмових установках застосовуються різні системи підігріву сталі, які працюють як на постійному, так і на змінному струмі [6, 7]. При використанні постійного струму плазмовий пальник, що виступає як катод, опускається у верхню частину футерованої камери, розташованої над дзеркалом

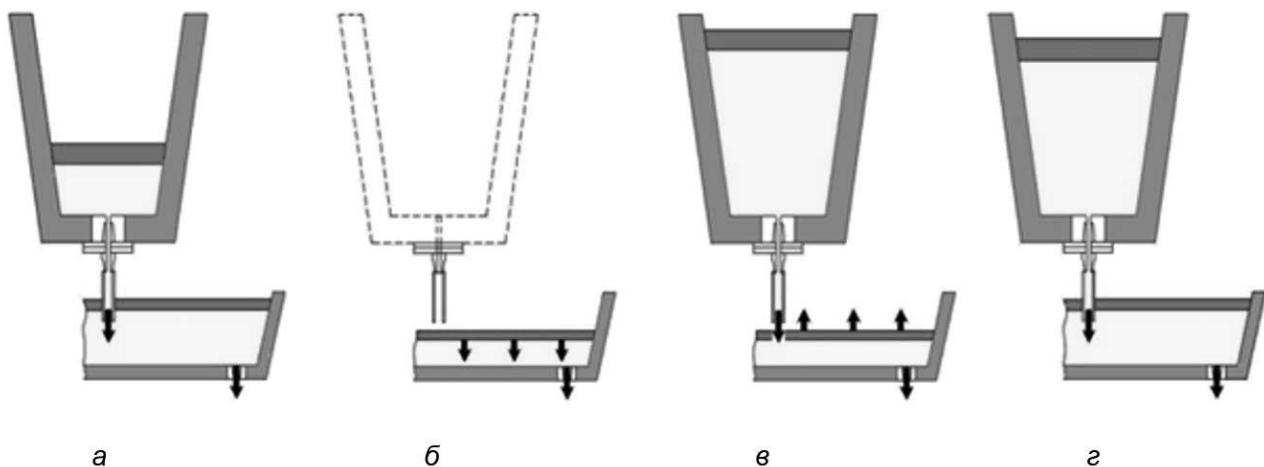


Рис. 1. Періодична заміна сталерозливного ковша в процесі лиття: а – штатний режим розливання; б – розливання з порожнім сталерозливним ковшем; в – новий повний сталерозливний ківш (заповнення проміжного ковша); г – штатний режим розливання

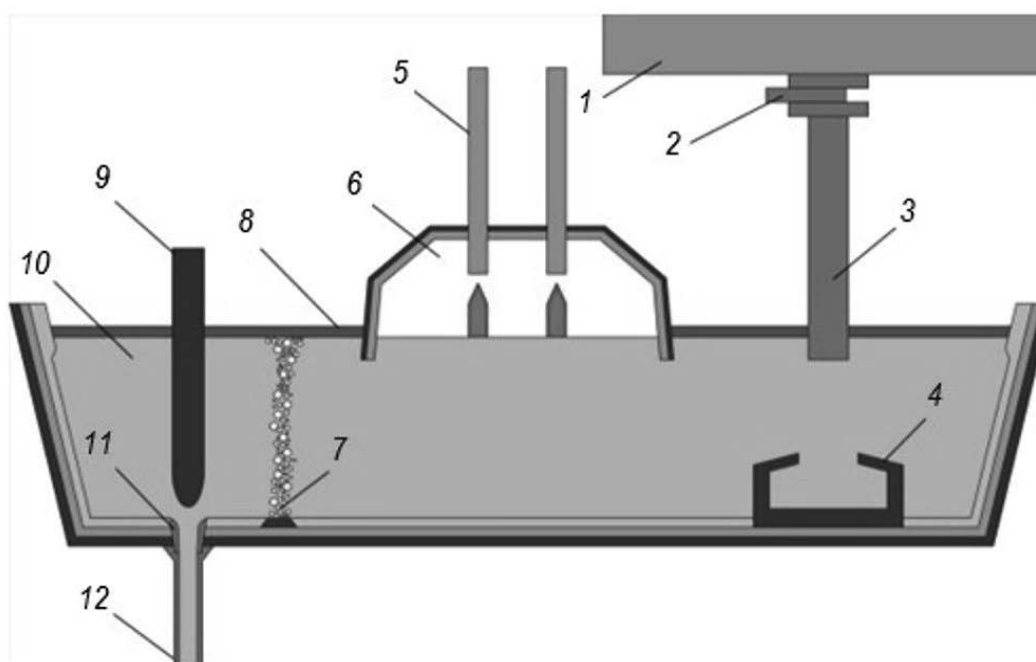


Рис. 2. Схема плазмового підігріву сталі в проміжному ковші: 1 – сталерозливний ківш; 2 – шиберний затвор; 3 – захисна труба; 4 – металоприймач; 5 – плазмовий генератор; 6 – камера підігріву; 7 – продувний блок; 8 – теплоізолююча суміш; 9 – стопор; 10 – рідкометалева ванна; 11 – стакан-дозатор; 12 – занурений стакан

металу в проміжному ковші. Між пальником та розплавленою сталлю запалюється електрична дуга, яка безпосередньо контактує з розплавленим металом, що, по суті, робить анодом всю рідкометалеву ванну (рис. 2).

Плазмовий пальник (катод) та анод під'єднані до джерела постійного струму. Пальник виготовляється з водоохолоджуваної мідної труби з вольфрамовим наконечником. Середня тривалість експлуатації вольфрамового наконечника становить приблизно 100–120 годин [8]. Охолодження пальника здійснюється деіонізованою водою, що дозволяє запобігати утворенню відкладень у його внутрішній порожнині. Для створення стійкого смолоскипа необхідний іонізований газ, що забезпечує формування плазмової дуги. Тим часом більшість промислових газів мають високий потенціал іонізації та непридатні для використання через окислення вольфрамового наконечника, а також погіршення якості металу.

Найбільш перспективними газами для формування плазмової дуги є аргон і азот, використовувані зазвичай як суміші [9]. Причому на практиці встановлено, що довжина дуги збільшується з підвищенням величини напруги та концентрації азоту у газовій суміші. Відповідно для тієї ж сили струму зі збільшенням напруги дуги зростає потужність плазмового факела, що забезпечує більш високу швидкість нагрівання. Тому застосування азоту в газовій суміші є дуже привабливим рішенням з точки зору підвищення потужності дугового вузла. Однак слід зауважити, що для багатьох якісних марок сталі азот є шкідливою домішкою, що призводить до утворення нітридів. Отже, можливість використання його у складі газової суміші повинна визначатися хімічним складом сталі, а також вимогами до її якості. У цьому випадку доцільно використання системи регулювання складу робочого газу для забезпечення роботи пальника на аргоні, азоті або їх суміші з метою значного зменшення експлуатаційних витрат та насичення сталі

Таблиця

Основні технічні параметри системи підігріву плазми

Параметр	Величина
Діаметр пальника, мм	108
Тип струму	однофазний змінний
Сила струму (максимум), кА	7,5
Напруга (максимум), В	350
Потужність, МВт	2,4
Робочий газ	аргон
Витрата охолоджувальної води, м³/год	30

азотом [10].

Слід зазначити, що ефективність роботи плазмового пальника значною мірою залежить від рівня теплових втрат. За даними різних дослідників при плазмовому підігріві приблизно 60–80 % тепла засвоюється рідким металом [11, 12], а решта втрачається з охолоджувальною водою і через футерування нагрівальної камери, температура якої досягає 1800 °С.

Так, на металургійному заводі Kobe Steel (Японія) виконано великий обсяг досліджень щодо використання однофазного змінного струму для плазмового підігріву сталі у проміжному ковші [13]. Основні технічні параметри системи підігріву плазми представлені в таблиці.

Базову конструкцію плазмового пальника показано на рис. 3. Газоподібний аргон проходить через пальник і стартер, після чого спалахують дуги основних електродів. Дуга потім переноситься на метал, і струм йде між основним електродом та металом у проміжному ковші.

Система підігріву складається з двох плазмових пальників діаметром 108 мм та довжиною 4,2 м, розміщених у кришці проміжного ковша над поверхнею сталі. У якості плазмоутворюючого газу використовується аргон з можливістю регулювання витрати в межах 9–20 м³/год (на 1 фурму).

Технологію плазмового підігріву сталі в проміжному ковші використовують багато відомих зарубіжних фірм: Nucor Steel, США; Nippon Steel NKK, Японія; SOLLAC, Франція; Danieli, Prime Metal та ін. Тепловий коефіцієнт корисної дії (ККД) нагріву генераторами плазми (плазмотронами) у зазначених технологіях варіюється в широкому діапазоні (від 50 до 80 %). Нагрівання металу забезпечується тепловим випромінюванням плазми і тепловим потоком в опорних плямах дуги на поверхні рідкої сталі, а при збільшенні потужності дуги збільшується коефіцієнт корисної дії. Типова довжина дуги становить близько 30 см, а середній термічний ККД – 55 %. Ефективність нагріву визначається багатьма технологічними факторами, у тому числі такими, як: напрямок і швидкість руху потоків металу в проміжному ковші, кількість шлаку на поверхні металу, швидкість розливання, конфігурація проміжного ковша та його зводу, довжина та сила струму дуги та ін.

Беручи до уваги той факт, що нагрів металу плазмовими пальниками здійснюється переважно в певній зоні рідкометалевої ванни, для підвищення його ефективності доцільно здійснювати додаткову примусову гомогенізацію сталі в проміжному ковші шляхом створення циркуляційних потоків, що дозволяють підводити нові порції металу до високотемпературної області плазми. Для формування спрямованих конвективних потоків у проміжному ковші можуть бути використані спеціальні пороги і перегородки, а також продувні блоки та балки, які встановлюються в днище безпосередньо в області плазмового підігріву. Також досить перспективним у плані підігріву сталі є використання системи електромагнітного перемішування (ЕМП) рідкого металу. Всі ці системи сприяють підвищенню ефективності процесу нагрівання та до-

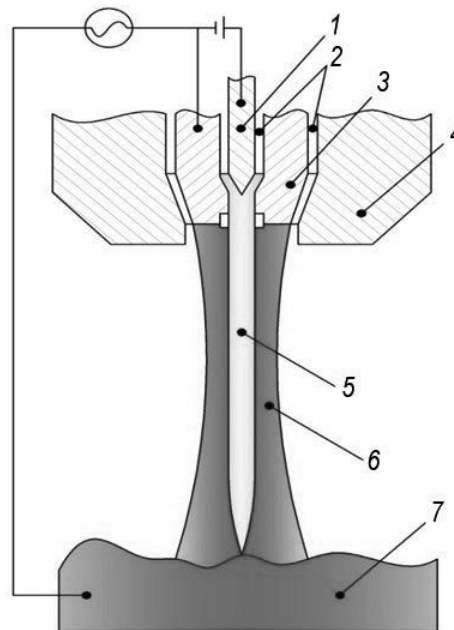


Рис. 3. Принципова схема плазмового газового пальника: 1 – стартовий електрод; 2 – аргон; 3 – основний електрод; 4 – стакан-дозатор; 5 – стартова дуга; 6 – основна дуга; 7 – сталь

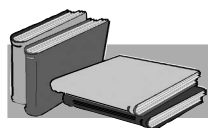
зволяють підтримувати температуру сталі на виході з проміжного ковша на рівні ± 1 °С при стаціонарному режимі розливання [14].

Висновки

1. Широке поширення технології плазмового підігріву металу в проміжному ковші МБЛЗ на ряді металургійних заводів світу обумовлено необхідністю підвищення стабільності параметрів процесу лиття та покращення якості заготовки при одночасному зниженні питомих енергетичних витрат. При цьому створюються додаткові передумови для трансформації проміжного ковша в мультифункціональний агрегат для коригування температури сталі та можливості її рафінування.

2. Технологія плазмового підігріву насамперед застосовна при розливанні відповідальних температурно чутливих марок сталі, схильних до утворення дефектів безперервнолитої заготовки, у тому числі різного роду тріщин і порушень геометричної форми (наприклад, ромбічність сортової заготовки).

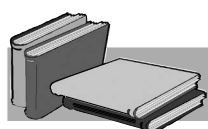
3. Оснащення проміжного ковша системою плазмового підігріву сталі є особливо актуальним рішенням стосовно безперервного розливання сталі довгими і наддовгими серіями, а також у разі отримання спеціальних видів металопродукції (наприклад, труби відповідального призначення, великі зливки) в умовах сучасних металургійних міні-заводів.



ЛІТЕРАТУРА

1. Дубоделов В.И., Смирнов А.Н., Ефимова В.Г., Кравченко А.В., Верзилов А.П. Гидродинамические и физико-химические процессы в промежуточных ковшах для непрерывного литья стали. Киев: Наукова думка, 2018. 264 с.
2. Sahai Y., Emi T. Tundish Technology for Clean Steel Production. New Jersey: World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd., 2008. 316 p.
3. Page D., Kondoh H., Omori M. Improvement Steel Quality via the use of a plasma tundish heater. Proc. 11-th International symposium on plasma chemistry. Loughborough: Plasma chemistry, 1993. P. 502–507.
4. Исакаев Э.Х., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Влияние перегрева при непрерывной разливке на структуру и свойства стали. *Сталь*. 2014. № 9. С. 24–37.
5. Yoshii Y., Nozaki T., Habu Y. Decreasing Non-metallic Inclusions in Molten Steel by Use of Tundish Heating System in Continuous Casting. *ISIJ International*. 1985. Vol. 71. No. 11. P. 52–59.
6. Kittaka S., Wakida S., Kanki T., Hosokawa T. Nippon Steel Type Tundish Plasma Hitter “NS Plasma 1” for Continuous Caster. *Nippon Steel Technical Report*. 2002. No. 85. P. 162–166.
7. Исакаев Э.Х., Филиппов Г.А., Юсупов Д.И. и др. Установка плазменного подогрева стали в промежуточном ковше. *Черная металлургия: Бюл. НТУЭИ*. 2012. № 11. С. 42–45.
8. Troniman J., Comacho D. Plasma tundish heating at Nucor Steel – Nebraska. *Iron and Steel Engineer*. 1995. Vol. 73. No. 11. P. 39–44.
9. Neuschütz D., Zhai Y., Hauck A. Nitrogen transfer into plasma heated steel melts as a function of arc polarity. *Steel research*. 1994. Vol. 65. No. 6. P. 219–224. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.199401061>
10. Мухатдинов Н.Х., Тюфтяев А.С., Юсупов Д.И., Филиппов Г.А. Экономическая эффективность применения плазменного подогрева стали в проковше МНЛЗ. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2015. № 1. С. 99–102.
11. Neuschütz D. Metallurgical applications of high power arc heating systems. *High Temp Chem. Processes*. 2004. No. 4. P. 309–321.
12. Moore C., Healy C.P., Cowx P. Plasma tundish heating as an integral part of continuous casting. *Steel Times International*. 1989. No. 1. P. 44–46.
13. Kittaka S., Wakida S., Sato T. Twin-torch Type Tundish Plasma Hitter “NS Plasma II” for Continuous Caster. *Nippon Steel Technical Report*. 2005. No. 92. P. 16–21.
14. Kimura H., Uehara A., Mori M. Innovation Technologies in Continuous Casting Tundish. *Nippon Steel Technical Report*. 1994. No. 63. P. 22–28.

Надійшла 15.01.2023



REFERENCES

1. Dubodelov, V.I., Smyrnov, A.N., Efymova, V.H., Kravchenko, A.V., Verzylov, A.P. (2018). Hydrodynamic and physico-chemical processes in tundishes for continuous casting of steel. Kyiv: Naukova dumka, 264 p. [in Russian].
2. Sahai, Y., Emi, T. (2008). Tundish Technology for Clean Steel Production. New Jersey: World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd., 316 p.
3. Page, D., Kondoh, H., Omori, M. (1993). Improvement Steel Quality via the use of a plasma tundish heater. Proc. 11-th International symposium on plasma chemistry. Loughborough: Plasma chemistry, pp. 502–507.
4. Isakaev, E.Kh., Tiuftiaev, A.S., Filippov, H.A. (2014). The influence of overheating during continuous casting on the structure and properties of steel. *Stal*, no. 9, pp. 24–37 [in Russian].
5. Yoshii, Y., Nozaki, T., Habu, Y. (1985). Decreasing Non-metallic Inclusions in Molten Steel by Use of Tundish Heating System in Continuous Casting. *ISIJ International*, vol. 71, no. 11, pp. 52–59.
6. Kittaka, S., Wakida, S., Kanki, T., Hosokawa, T. (2002). Nippon Steel Type Tundish Plasma Hitter “NS Plasma 1” for Continuous Caster. *Nippon Steel Technical Report*, no. 85, pp. 162–166.
7. Isakaev, E.Kh., Filippov, H.A., Yusupov, D.I. (2012). Installation of plasma heating of steel in the tundish. *Ferrous metallurgy*, no. 11, pp. 42–45 [in Russian].
8. Troniman, J., Comacho, D. (1995). Plasma tundish heating at Nucor Steel – Nebraska. *Iron and Steel Engineer*, vol. 73, no. 11, pp. 39–44.
9. Neuschütz, D., Zhai, Y., Hauck, A. (1994). Nitrogen transfer into plasma heated steel melts as a function of arc polarity. *Steel research*, vol. 65, no. 6, pp. 219–224, doi: <https://doi.org/10.1002/srin.199401061>
10. Mukhatdynov, N.Kh., Tiuftiaev, A.S., Yusupov, D.I., Filippov, H.A. (2015). Economic efficiency of the use of plasma heating of steel in the tundish of CCM. *Problems of ferrous metallurgy and materials science*, no. 1, pp. 99–102 [in Russian].
11. Neuschütz, D. (2004). Metallurgical applications of high power arc heating systems. *High Temp Chem. Processes*, no. 4, pp. 309–321.

12. Moore, C., Heanly, C.P., Cowx, P. (1989). Plasma tundish heating as an integral part of continuous casting. *Steel Times International*, no. 1, pp. 44–46.
13. Kittaka, S., Wakida, S., Sato, T. (2005). Twin-torch Type Tundish Plasma Hitter “NS Plasma II” for Continuous Caster. *Nippon Steel Technical Report*, no. 92, pp. 16–21.
14. Kimura, H., Uehara, A., Mori, M. (1994). Innovation Technologies in Continuous Casting Tundish. *Nippon Steel Technical Report*, no. 63, pp. 22–28.

Received 15.01.2023

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

A.V. Narivskiy¹, Corresponding Member of the NAS of Ukraine, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Director, e-mail: av.narivskii@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1596-6401>, Web of Science ResearcherID: AAE-8282-2022

S.V. Semiriagin², PhD (Engin.), Associate Professor, Deputy CEO, e-mail: td.destal@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-8733-3216>

V.V. Osypenko², CEO LTD, e-mail: g.d.destal@ukr.net, <https://orcid.org/0009-0001-9934-7615>

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

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

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

²*LTD Scientific and Manufacturing Enterprise Dneproenergostal (Zaporizhzhia, Ukraine)*

Improvement of functional and technological solutions for modernization of steel heating in the tundish of continuous casting machine

The using of the system of plasma heating of metal directly in the tundish is quite promising in terms of improving the technology of continuous casting of steel. At the same time, the efficiency of this technology is significantly influenced by the design of the tundish, the location of the plasmatron, the direction of movement of the circulation flows and their speed, the presence of forced mixing of the liquid metal bath, etc.

In terms of design, the main technical solutions proposed for plasma heating of steel in a ladle are based on the creation of two-chamber tundish. Moreover, steel is heated in a special receiving chamber. Such heating devices are compact enough to be built into tundish without any significant modifications. Moreover, such heating devices practically do not reduce the useful volume of the tundish.

The widespread use of the technology of plasma heating of metal in the tundish of the continuous casting machine (CCM) at a few metallurgical plants in the world is due to the need to increase the stability of the parameters of the casting process and improve the quality of the workpiece while simultaneously reducing specific energy costs. At the same time, additional prerequisites are created for the transformation of the tundish into a multifunctional unit for adjusting the steel temperature and the possibility of its refining.

The using of plasma heating in the tundish is especially relevant in the conditions of mini-mills operating technological units of small capacity, for which the implementation of traditional highly efficient solutions for out-of-furnace processing, as well as processing on tundish-furnace units, is not always possible due to the complexity of organizing the heating process, large heat losses and high specific costs of refractories. In addition, such tundish can be quite effective when pouring high-quality grades of steel into billets of small cross-sections, which are produced, as a rule, in relatively small mixer-batches, which makes it difficult to prove them in small steel pouring ladles.

Keywords

Continuous casting, tundish, plasma heating, steel temperature, mini-mill, billet, mixing, argon.

ТЕПЛОФІЗИЧНІ ТА ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ПРОЦЕСИ ТВЕРДІННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 1 (332), 34-40

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.01.034>

УДК 669-1: 620.186.5:621.735.34

В.В. Каверинський, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: insamhlaith@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-6940-579X>

А.І. Троцан, д-р техн. наук, проф., гол. наук. співр., e-mail: don1945@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-1435-5377>

З.П. Сухенко, гол. конструктор, e-mail: hisie@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0001-8578-5473>

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

Параметризація математичної моделі кінетики рекристалізації низьковуглецевої сталі у феритній області в процесі відпалу

Виконано експериментальне дослідження кінетики рекристалізації дроту із низьковуглецевої сталі (вміст вуглецю 0,06 %), отриманого шляхом холодного волочіння. Вивчався вплив ступеня деформації та температури відпалу у феритній області на швидкість процесу первинної рекристалізації. Згідно з моделлю ці параметри є найбільш значущими за умови однакового хімічного складу. Дослідження дозволило оцінити значення параметрів математичної моделі, запропонованої нами раніше, і тим самим зробити її застосовною також і для опису структурних процесів, що мають місце у випадку рекристалізаційного відпалу сталі феритного класу при температурах нижче A_1 . Продемонстровано зіставлення результатів оновленої математичної моделі з отриманими експериментальними даними. Аналіз отриманих результатів показав, що за умови нижчих температур відпалу ($620-630^\circ\text{C}$) вплив ступеня попередньої деформації на швидкість рекристалізації є більш значимим, а саме, збільшення деформації прискорює рекристалізацію. У разі підвищення температури швидкість процесу рекристалізації істотно зростає. При цьому ступінь попередньої деформації починає надавати значно менший вплив. Фактично, при температурах відпалу $690-700^\circ\text{C}$ цей вплив майже зникає для розглянутого діапазону ступенів деформації (73–84 %). Також отримано конкретні дані про час протікання первинної рекристалізації в холоднодеформованій сталі розглянутого типу, зокрема: при температурах відпалу $620-630^\circ\text{C}$ процес повної первинної рекристалізації потребує 100–120 секунд за умов попередньої холодної деформації 84 % і не менш 400 секунд, якщо деформація складала 73 %. При температурі відпалу $690-700^\circ\text{C}$ первинна рекристалізація такої сталі завершується через 50–60 секунд.

Ключові слова: первинна рекристалізація, математична модель, кінетика рекристалізації, дріт, холодна деформація, рекристалізований відпал.

Вступ. В роботі [1] нами досліджувався вплив ступеня деформаційного зміцнення у процесі холодного волочіння та температури відпалу на структуру і механічні властивості дроту із низьковуглецевої сталі. Водночас питання кінетики рекристалізації не підіймалося у згаданому дослідженні. Точніше, як показали проведені досліди, зміна часу відпалу від 2,5 до 5,5 годин не чинила значного впливу на властивості матеріалу, за інших рівних умов. Це дозволяє зробити висновок про те, що процеси рекристалізації, особливо первинної рекристалізації, деформованого металу відбуваються значно швидше. Такий тривалий час витримки при відпалі у тій нашій роботі було зумовлено імітацією в лабораторних умовах часу нагрівання та охолодження садки у промислових печах.

Фізично обґрунтована напівемпірична математична модель первинної рекристалізації деформованого металу та її комп'ютерна реалізація запропоновані в нашій роботі [2], базуючись на теоретичній основі з робіт [3–5]. Однак, розглянута у вищезгаданій роботі реалізація даної моделі на той момент була параметризована тільки для аустенітної області, тобто фактично для умов рекристалізації при гарячій обробці тиском. Просте перенесення представлених там параметрів на статичну рекристалізацію холоднодеформованого фериту давало дуже суттєву помилку. Таким чином, завданням поточного дослідження стало експериментальне дослідження кінетики первинної рекристалізації деформованого фериту, на прикладі дроту низьковуглецевої сталі. Слід зазначити,

Таблиця

Хімічний склад дослідженого матеріалу (%мас.)

C	Mn	Si	Ti	V	N	S	P	Fe
0,06	0,20	0,03	0,002	0,001	0,001	0,009	0,012	основа

що в наших роботах [2, 6] значний вплив приділявся впливу дисперсної карбідної та карбонітридної фази на кінетику рекристалізації, що, однак, не розглядається на даний момент у рамках цього дослідження, оскільки дана сталь практично позбавлена карбідної фази, особливо, спеціальних карбідів.

Характеристика досліджуваного матеріалу.

Основними факторами, що впливають на процес рекристалізації, розглянутими в даній роботі, виступали температура відпалу і ступінь попередньої холодної деформації. Згідно з моделлю ці параметри є найбільш значущими за умови близького хімічного складу. Вплив хімічного складу, безумовно, важливий напрям, але не розглянутий нами на даний момент і є предметом подальших досліджень. Усереднений хімічний склад дроту, прийнятий також під час моделювання, наведено у таблиці.

Як видно з таблиці, це низьковуглецева сталь практично без легуючих компонентів. Вона майже не містить перліту, так само як і спеціальних карбідних або нітридних фаз. Таким чином, отримані в даній роботі результати можуть стати основою для подальших досліджень, в яких розглядатиметься вплив елементів хімічного складу.

Короткий опис математичної моделі. Відповідно до теорії [3, 5], зміна в часі частки рекристалізованого обсягу деформованого металу може бути описана рівняннями (1–2):

$$X(t) = 1 - e^{-X_{ext}(t)}, \quad (1)$$

$$X_{ext}(t) = N_{rex} \cdot \left(\int_0^t V_G^{rex}(t) dt \right)^3, \quad (2)$$

де N_{rex} – об'ємна щільність зародків рекристалізованих зерен; $V_G^{rex}(t)$ – швидкість переміщення границь зерен.

Швидкість переміщення границь зерен може бути представлена як добуток двох факторів: рухливості границь зерен M_{GB}^{rex} (м³/с) і рушійної сили рекристалізації $P_{rex}(t)$:

$$V_G^{rex}(t) = M_{GB}^{rex} \cdot P_{rex}(t). \quad (3)$$

Рухливість границь зерен є фактором, що термічно активується, і, згідно з [7], залежність якого від температури може бути виражено наступним чином (4):

$$M_{GB}^{rex} = M_0^{rex} \cdot e^{\frac{S_{GG}^{rex}}{R}} \cdot e^{-\frac{Q_{GG}^{rex}}{R \cdot T}}, \quad (4)$$

де M_0^{rex} – емпіричний передекспоненційний множник; S_{GG}^{rex} – зміна ентропії при переміщенні границі зерна, Дж/моль·К; Q_{GG}^{rex} – енергія активації процесу усунення межі зерна, Дж/моль.

Рушійна сила рекристалізації $P_{rex}(t)$ залежить від модулю зсуву, кристалічних ґрат, зокрема, модулю вектора Бюргерса, і щільності дислокацій поблизу границі зерна. Відповідно до роботи [3] вона може бути представлена наступним чином (5):

$$P_{rex}(t) = 0,5 \cdot \mu \cdot b^2 \cdot \rho_d(t). \quad (5)$$

Модуль зсуву і модуль вектора Бюргерса загалом відомі. Більш того, їх залежністю від температури у розглянутому температурному інтервалі нехтували. Щільність дислокацій поблизу границі зерна змінюється у часі під час супроводжуючого рекристалізації процесу повернення. Цей показник пов'язаний як із середньою щільністю дислокацій, так і з часткою вже рекристалізованого до цього моменту металу наступним чином [8]:

$$\rho_d(t) = \alpha_{d1} \cdot \bar{\rho}_d \cdot \left(1 + \alpha_{d1}^{-1} \cdot e^{-\alpha_{d2} \cdot X(t)} \right), \quad (6)$$

де: α_{d1} та α_{d2} – емпіричні коефіцієнти; $\bar{\rho}_d$ – середня щільність дислокацій в об'ємі нерекристалізованого до цього моменту металу, м⁻¹.

Щільність дислокацій, утворена в результаті пластичної деформації, змінюється в ході процесу відпалу внаслідок повернення. Її поточну величину можна оцінити [9] за формулою (7):

$$\rho_d = \left(\frac{\Delta\sigma}{\alpha_p \cdot M \cdot \mu \cdot b} \right)^2, \quad (7)$$

де $\Delta\sigma$ – різниця між напругою пластичного плину та межею плинності при даній температурі, Па; M – фактор Тейлора; μ – модуль зсуву при даній температурі, Па; b – модуль вектора Бюргерса; α_p – емпіричний коефіцієнт.

Слід зазначити, що під $\Delta\sigma$ мається на увазі саме межа плинності при заданій температурі і поточному ступені розміщення, що його досягнуто на даний момент відпалу. Ця величина, як і напруження пластичного плину, апріорі, як правило, невідомі і оцінюються в рамках розрахунку моделі. Оцінка напруження пластичного плину металу розуміється як різниця деформаційного зміцнення та досягнутої релаксації напруги. Досягнута величина деформаційного зміцнення в принципі відома з експериментальних даних. Однак її можна оцінити за емпіричними фор-

мулами з роботи [3]. Відповідно до робіт [10, 11] ступінь релаксації напруги може бути визначений наступним чином:

$$\Delta\sigma_r = B' \cdot F_{DRX}, \quad (8)$$

$$B' = B_0 \cdot \left(\frac{Z}{A}\right)^n, \quad (9)$$

$$F_{DRX} = 1 - \exp\left(-k \cdot \left(\frac{\varepsilon - \alpha_d \cdot \varepsilon_p}{\varepsilon_p}\right)^{m'}\right), \quad (10)$$

де Z – параметр Зенера-Холомона; ε – ступінь деформації; ε_p – пікова деформація, відповідна максимальному напруженню на кривій пластичного плину.

Параметри k та m' з формули (10) також залежать від Z і A наступним чином:

$$k = k_0 \cdot \exp\left(k_1 \cdot \left(\frac{Z}{A}\right)^{k'}\right), \quad (11)$$

$$m' = m'_0 \cdot \exp\left(m'_1 \cdot \sqrt{\frac{Z}{A}}\right). \quad (12)$$

Параметр Зенера-Холомона Z залежить від температури (13):

$$Z = \varepsilon \cdot e^{\frac{Q_d}{R \cdot T}}, \quad (13)$$

де ε – швидкість деформації; Q_d – енергія активації деформації, Дж/моль.

Параметр A також залежить від енергії активації деформації [6]:

$$A = A_0 \cdot e^{k_A \cdot Q_d}. \quad (14)$$

При цьому множник A_0 залежить від хімічного складу, так само як і Q_d [3, 6], що проте як згадувалося вище, на даний момент поки не розглядається в поточній роботі.

Параметр ε_p (пікова деформація) оцінювався в рамках моделі через Z і A наступним чином [3, 12]:

$$\varepsilon_p = \varepsilon_0 \cdot \left(\frac{P_{rex}(t)^2}{D_\alpha}\right)^{n_s} \cdot \left(\frac{Z}{A}\right)^{k_\varepsilon}, \quad (15)$$

де D_α – розмір зерна, мкм.

При цьому відомо [3], що коефіцієнт ε_0 з (15) залежить від характерного розміру зерна, що, однак, ігнорувалося в рамках цього дослідження через близькість розміру зерна у всіх досліджених на даний момент зразках.

Зміна різниці між напруженням пластичного плину і межею плинності при даній температурі за рахунок повернення визначалося рівнянням (16) з роботи [4]:

$$\frac{d\Delta\sigma}{dt} = -\frac{64 \cdot \Delta\sigma^2 \cdot v_d}{9 \cdot M^3 \cdot \alpha_p^2 \cdot E} \cdot e^{-\frac{U_{rec}}{R \cdot T}} \cdot \sinh\left(\frac{\Delta\sigma \cdot V_{rec}}{R \cdot T}\right), \quad (16)$$

де U_{rec} – енергія активації повернення, Дж/моль; V_{rec} – активаційний об'єм процесу повернення (залежить від температури і типу кристалічної ґратки) [3], м³; v_d – частота Дебая, $v_d = 2.0 \cdot 10^{12}$ с⁻¹; E – модуль Юнга матеріалу при заданій температурі, Па; M – фактор Тейлора; α_p – емпіричний коефіцієнт (див. формулу (7)).

Так як на даний момент ми поки не маємо великого набору експериментальних даних з усього набору параметрів були відібрані такі, вплив яких вдавалося найбільш значущим: S_{GG}^{rex} і Q_{GG}^{rex} з формули (4), енергія активації деформації Q_d (входить до формул (13) і (14)), фактор Тейлора M та коефіцієнт α_p з формули (7), ε_0 , n_s , та k_s з формули (15). Значення інших параметрів залишені такими, як у наших роботах [2, 6], або, якщо відомо, взяті відповідні значення для α -заліза.

Результати експерименту і їх аналіз. Експериментальне дослідження кінетики рекристалізації було проведено для наступних 4 випадків:

- ступінь холодної деформації ~ 73 %, температура відпалу ~ 620 °C;
- ступінь холодної деформації ~ 84 %, температура відпалу ~ 630 °C;
- ступінь холодної деформації ~ 73 %, температура відпалу ~ 690 °C;
- ступінь холодної деформації ~ 84 %, температура відпалу ~ 700 °C.

Проводився відпал зразків дроту протягом різного часу (від 20–25 с до десятків хвилин). Після завершення встановленого для зразка часу він швидко витягувався з печі і різко охолоджувався в солоній воді, щоб мінімізувати похибку, пов'язану з часом охолодження. На отриманих в такий спосіб зразках досліджувалася мікроструктура, виходячи з якої можна чітко простежити її якісну зміну – перехід від деформованих витягнутих зерен до рівновісних (поліедричних, округлих). Також з використанням програми JMicroVision можна було приблизно оцінити частку рекристалізованого металу в структурі по площі на шліфі (для зразків з перехідною, частково рекристалізованою структурою). На рис. 1 наведено типові фотографії мікроструктури в деформованому стані (а), з частковою (б, в) і повною рекристалізацією (г).

Для визначення та уточнення значень параметрів моделі було написано спеціальний програмний модуль. Він здійснює запуск програми, для моделювання процесу із заданими вихідними параметрами та початковими умовами. Отриманий у вигляді дискретного часового ряду результат порівнюється з найбільш близькими (за часом) заданими у спеціальному файлі точками для звірки. Може бути задано скільки завгодно варіантів початкових умов, відповідних до експерименту (температура, ступінь деформації, швидкість

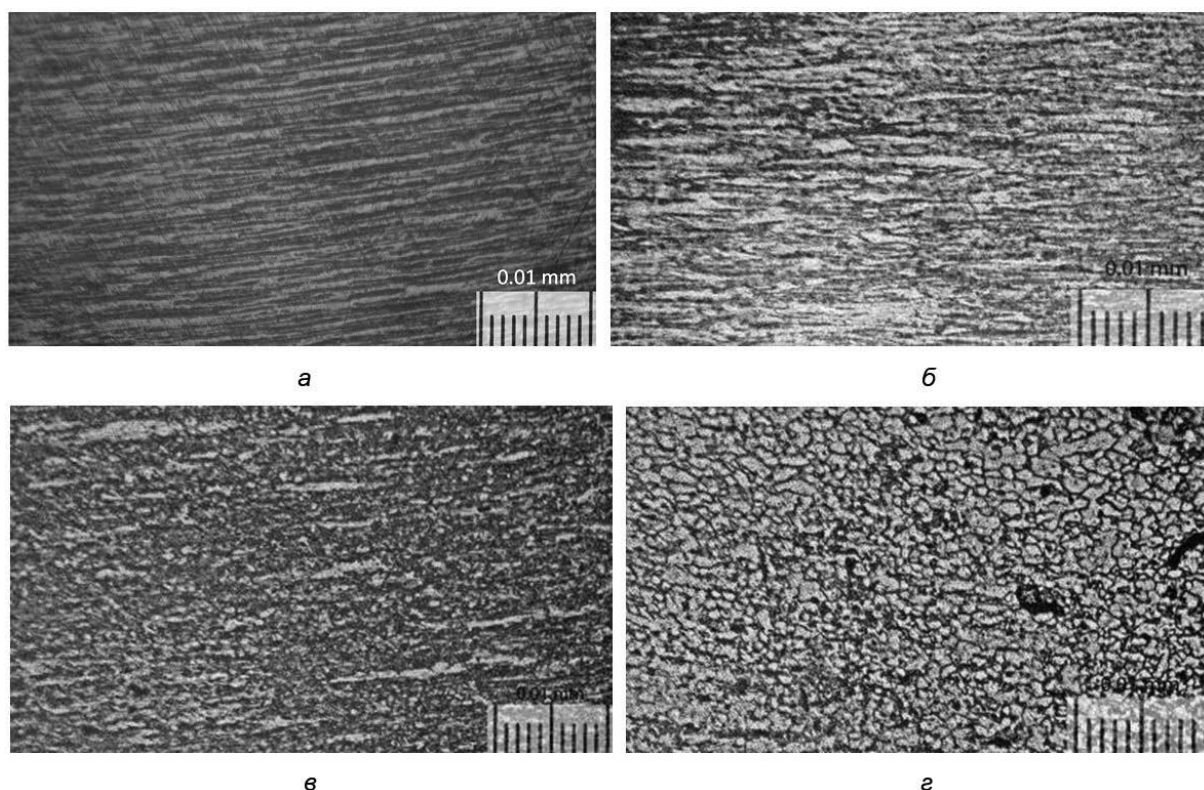


Рис. 1. Типові мікроструктури досліджених зразків: а – деформований метал; б – часткова рекристалізація (~ 15 %); в – часткова рекристалізація (~ 90 %); з – рекристалізація, що завершилася

деформації, склад матеріалу). Також в іншому файлі вказуються параметри, значення яких підбираються, для кожного з них вказуються інтервали допустимого варіювання і стартові значення. Цільовою функцією, що підлягає мінімізації, була середня відносна розбіжність значень частки рекристалізованого металу між експериментом і моделлю, в точках звірення для всього набору початкових умов. Підганяння значень заданих параметрів моделі проводилася шляхом градієнтного спуску в заданих інтервалах варіювання з автоматичним масштабуванням кроку.

Таким чином, були отримані наступні значення параметрів, що шукаються: $S_{GG}^{rex} = 4,55$ Дж/моль·К; $Q_{GG}^{rex} = 5486,9$ Дж/моль; $Q_d = 274312,6$ Дж/моль; $M = 2,943$; $\alpha_0 = 0,1113$; $\varepsilon_0 = 0,145$; $n_s = 0,065$; $k_s = 0,375$.

Отримані значення параметрів досить приблизні і уточнюватимуться надалі в міру накопичення експериментальних даних, так само як і значення інших параметрів моделі. Наведені вище значення дозволили досить точно наблизити кінетичні криві, що отримуються за допомогою комп'ютерної моделі до експериментальних даних. Однак слід розуміти, що

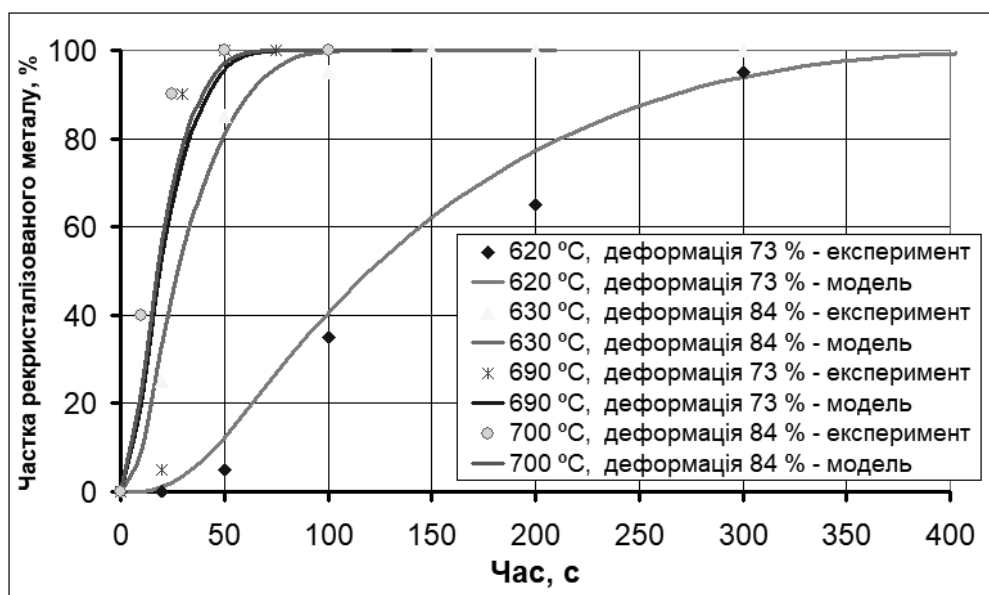


Рис. 2. Зіставлення експериментальних даних з кінетики рекристалізації (точки) з результатами комп'ютерної моделі після калібрування (лінії)

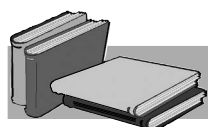
це фактично припасування, оскільки крос-валідація не проводилася (звіряння результатів моделі з експериментальними даними, які не використовувалися безпосередньо для її калібрування). Тим не менш, в рамках аналізованого діапазону зміни початкових умов (температура відпалу та ступінь деформації) можна очікувати якісно вірні результати. Порівняння результатів комп'ютерної моделі після калібрування з експериментальними даними показано у вигляді набору графіків на рис. 2.

Аналіз отриманих результатів показує, що за нижчих температур відпалу (620–630 °C) вплив ступеня попередньої деформації на швидкість рекристалізації більш значний – збільшення деформації прискорює рекристалізацію. У разі підвищення температури швидкість процесу рекристалізації істотно зростає. При цьому ступінь попередньої деформації починає надавати значно менший вплив. Фактично при температурах відпалу 690–700 °C цей вплив практично зникає для розглянутого діапазону (73–84 %). Однак слід також розглянути в майбутньому і менші ступені деформації, де він може виявитись більш суттєвим.

Висновки

Проведено експериментальне дослідження кінетики рекристалізації холоднодеформованого дроту із низьковуглецевої сталі. Розглянуто первинну рекристалізацію при температурах відпалу, що відповідають у феритній ділянці для даної сталі. Зокрема температури відпалу 620, 630, 690 і 700 °C і ступені холодної деформації волочінням ~ 73 та ~ 84 %. Отримані в результаті аналізу фотографій мікроструктур, що відповідають різному часу відпалу, дані про частки рекристалізованого металу були використані для параметризації розробленої раніше напівемпіричної фізично обґрунтованої комп'ютерної моделі первинної рекристалізації деформованого металу. Були отримані наступні значення параметрів, що налаштовуються: $S_{GG}^{rex} = 4,95$ Дж/моль·К; $Q_{GG}^{rex} = 5966,8$ Дж/моль; $Q_d = 273785,1$ Дж/моль; $M = 2,958$; $\alpha_p = 0,1155$; $\varepsilon_0 = 14,284$; $n_s = 0,81$; $k_s = 0,3695$.

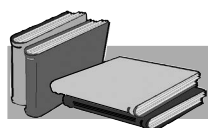
Кількісно показано ступінь прискорення рекристалізації зі збільшенням температури та ступеня деформації. При цьому вплив деформації проявляється переважно при нижчих температурах відпалу.



ЛІТЕРАТУРА

1. Kaverinsky V.V., Bagliuk G.A., Verbylo D.G. About the Role of Previous Work Hardening in Structure and Properties Formation of Low-Carbon Steel Wire During Recrystallization Annealing. *AIST Transactions. Iron and Steel Technology*. 2022. Vol. 19. No. 5. P. 232–242. DOI: <https://doi.org/10.33313/TR/0822>
2. Kaverinsky V.V., Sukhenko Z.P. Mathematical Modeling of Primary Recrystallization Kinetics and Precipitation of Carbonitride Particles in Steels. II. Recrystallization Kinetics. *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.* 2021. Vol. 43. Iss. 2. P. 235–244. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.02.0235>
3. Соколов С.Ф. Исследование и моделирование эволюции микроструктуры и сопротивления деформации сталей при горячей обработке давлением. Диссертация на соискание степени к. т. н. Санкт-Петербург: СПбГПУ, 2013. 216 с.
4. Smith A., Luo H., Hanlon D.N., Sietsma J., Zwaag S. Recovery Processes in the Ferrite Phase in C-Mn Steel. *ISIJ International*. 2004. Vol. 44. Iss. 7. P. 1188–1194. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1188>
5. Zurob H.S., Brechet Y., Purdy G. A model for the competition of precipitation and recrystallization in deformed austenite. *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49. Iss. 20. P. 4183–4190. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00315-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00315-9)
6. Kaverinsky V.V., Sukhenko Z.P. Mathematical Modeling of Primary Recrystallization Kinetics and Precipitation of Carbonitride Particles in Steels. I. Precipitation. *Metallfiz. Noveishie Tekhnol.* 2021. Vol. 43. Iss. 1. P. 27–45. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.01.0027>
7. Золоторевский Н.Ю. Моделирование структурных превращений в металлических материалах. СПбГПУ: Изд-во Политехнического университета, 2007. 164 с.
8. Buken H., Kozeschnik E. A Model for Static Recrystallization with Simultaneous Precipitation and Solute Drag. *Metall. Mater. Trans. A*. 2017. Vol. 48 (6). P. 2812–2818. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3524-5>
9. Gomez M., Rancel L., Medina S.F. Assessment of austenite atatic recrystallization and grain size evolution during multipass hot rolling of a niobium-microalloyed steel. *Met. Mater. Int.* 2009. Vol. 15. № 4. P. 689–699. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-009-0689-0>
10. Medina S.F., Hernandez C.A. Modeling of the dynamic recrystallisation of austenite in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*. 1996. Vol. 44. Iss. 1. P. 165–171. DOI: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00154-6](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00154-6)
11. Hernandez C.A., Medina S.F., Ruiz J. Modeling austenite flow curves in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*. 1996. Vol. 44. Iss. 1. P. 155–163. DOI: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00153-4](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00153-4)
12. Medina S.F., Hernandez C.A. General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*. 1996. Vol. 44. Iss. 1. P. 137–148. DOI: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00151-0](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00151-0)

Надійшла 13.12.2022



REFERENCES

1. Kaverinskiy, V.V., Bagliuk, G.A., Verbylo, D.G. (2022). About the Role of Previous Work Hardening in Structure and Properties Formation of Low-Carbon Steel Wire During Recrystallization Annealing. *Iron and Steel Technology*, vol. 19, no. 5, pp. 232–242, doi: <https://doi.org/10.33313/TR/0822>
2. Kaverinsky, V.V., Sukhenko, Z.P. (2021). Mathematical Modeling of Primary Recrystallization Kinetics and Precipitation of Carbonitride Particles in Steels. II. Recrystallization Kinetics. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol*, vol. 43, iss. 2, pp. 235–244, doi: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.02.0235>
3. Sokolov, S.F. (2013). Investigation and modeling of the evolution of the microstructure and deformation resistance of steels during hot forming. Dissertation for the degree of Ph.D. St. Petersburg: SPbGPU, 216 p. [in Russian].
4. Smith, A., Luo, H., Hanlon, D.N., Sietsma, J., Zwaag, S. (2004). Recovery Processes in the Ferrite Phase in C-Mn Steel. *ISIJ International*, vol. 44, iss. 7, pp. 1188–1194, doi: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1188>
5. Zurob, H.S., Brechet, Y., Purdy, G. (2001). A model for the competition of precipitation and recrystallization in deformed austenite. *Acta Materialia*, vol. 49, iss. 20, pp. 4183–4190, doi: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00315-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00315-9)
6. Kaverinsky, V.V., Sukhenko, Z.P. (2021). Mathematical Modeling of Primary Recrystallization Kinetics and Precipitation of Carbonitride Particles in Steels. I. Precipitation. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol*, vol. 43, iss. 1, pp. 27–45, doi: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.01.0027>
7. Zolotarevskij, N.Yu. (2007). Simulation of structural transformations in metallic materials. SPbGPU: Izd-vo Politekhnikeskogo universiteta, 164 p. [in Russian].
8. Buken, H., Kozeschnik, E. (2017). A Model for Static Recrystallization with Simultaneous Precipitation and Solute Drag. *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 48 (6), pp. 2812–2818, doi: <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3524-5>
9. Gomez, M., Rancel, L., Medina, S.F. (2009). Assessment of austenite atatic recrystallization and grain size evolution during multipass hot rolling of a niobium-microalloyed steel. *Met. Mater. Int.*, vol. 15, no. 4, pp. 689–699, doi: <https://doi.org/10.1007/s12540-009-0689-0>
10. Medina, S.F., Hernandez, C.A. (1996). Modeling of the dynamic recrystallisation of austenite in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*, vol. 44, iss. 1, pp. 165–171, doi: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00154-6](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00154-6)
11. Hernandez, C.A., Medina, S.F., Ruiz, J. (1996). Modeling austenite flow curves in low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*, vol. 44, iss. 1, pp. 155–163, doi: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00153-4](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00153-4)
12. Medina, S.F., Hernandez, C.A. (1996). General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*, vol. 44, iss. 1, pp. 137–148, doi: [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00151-0](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00151-0)

Received 13.12.2022

Summary

V.V. Kaverynskyi, PhD (Engin.), Senior Researcher,
e-mail: insamhlaithe@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-6940-579X>
A.I. Trotsan, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Chief Researcher,
e-mail: don1945@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-1435-5377>
Z.P. Sukhenko, Chief constructor, e-mail: hisie@ukr.net,
<https://orcid.org/0000-0001-8578-5473>

I.M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Sciences of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

Parameterization of the mathematical model for low-carbon steel recrystallization kinetics in the ferrite region during annealing

An experimental study was performed for the case of recrystallization kinetics of low-carbon steel wire (0.06 % of C) obtained by cold drawing. The influence of the deformation degree and the annealing temperature in the ferrite region on the rate of the primary recrystallization process was studied. According to the model, these parameters are the most significant in the case of the same chemical composition. The study allowed us to estimate the parameters values needed for our mathematical model proposed earlier and thus made it applicable for the structural processes description that occurs during recrystallization annealing of ferrite steel at temperatures below A_1 . Comparison of the results of the updated mathematical model with the obtained experimental data is demonstrated. The analysis of the obtained results showed that at lower annealing tempera-

tures (620–630 °C), the influence of the preliminary deformation degree on the rate of recrystallization is more significant: an increase in deformation accelerates recrystallization. Increasing the annealing temperature significantly accelerates the recrystallization process. At the same time, the degree of the previous deformation acquires much lesser effect. In fact, at annealing temperatures of 690–700 °C, this influence almost disappears for the considered range of deformation degrees (73–84 %). Specific data on the time of primary recrystallization for work-hardened steel of the considered type were also obtained, in particular: at annealing temperatures of 620–630 °C the process of complete primary recrystallization requires 100–120 seconds if a previous cold deformation was 84 % and at least 400 seconds if it was 73 %. At an annealing temperature of 690–700 °C the primary recrystallization of such steel takes about 50–60 seconds.

Keywords

Primary recrystallization, mathematical model, recrystallization kinetics, wire, cold deformation, recrystallization annealing.

V.V. Pashynskiy, Dr. Sci. (Engin.), Associate Professor, Head of Department, e-mail: v.v.pashinskiy@mipolytech.edu, <https://orcid.org/0000-0003-0118-4748>, Web of Science ResearcherID: AAW-3826-2020

O.H. Pashynska, Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Professor of Department, e-mail: E.G.Pashinskaya@mipolytech.edu, <https://orcid.org/0000-0001-7102-1544>, Web of Science ResearcherID: AAE-5739-2021

I.O. Boyko, PhD (Engin.), Associate Professor of Department, e-mail: igor.boyko@mipolytech.edu, <https://orcid.org/0000-0001-7742-4694>

Technical University "Metinvest Polytechnica" (Zaporizhzhia, Ukraine)

Influence of heat treatment on the structure and wear resistance at abrasive wearing of high-carbon chromonickel steel of 150H15N5VM type

The article is devoted to the improvement of heat treatment regimes of steel 150H15N5VM type to ensure the necessary operational characteristics of the tool. The wear resistance of the alloys during abrasive wear was studied by the method of friction against a fixed abrasive. Formation of different structural states was performed by annealing of cast steel at temperatures of 550–900 °C, as well as quenching from temperatures of 950–1100 °C, followed by tempering in the range of 550–850 °C. The structure of the steel was studied by optical metallography and the morphology of the wear surfaces – by scanning electron microscopy.

As a result of research, it was established that high-chromium steel with nickel addition in the cast state has increased stability of retained austenite. To obtain maximum hardness, cast steel should be heated in the temperature range of 740 ... 790 °C for 2 ... 4 hours. As a result of annealing and following quenching with tempering, two variants of the structural state with increased wear resistance are formed – martensite and retained austenite immediately after tempering and the products of tempering of martensite and decay of retained austenite at high tempering. Wear resistance increases with increasing of quenching temperature. The main mechanism of wear is microcutting of the surface by hard abrasive particles. The drop in wear resistance at tempering temperatures of 550–650 °C is a consequence of a decrease in hardness and is accompanied by changes in the micromechanism of the wear surface destruction – the appearance of local centers of destruction. A significant increase in wear resistance with a further increase in tempering temperature, especially at small specific loads, can be explained by the formation of special carbides of alloying elements in the matrix.

Keywords: abrasive wear, high-carbon chromium-nickel steel, annealing, quenching, tempering, wear resistance, specific load, special carbides.

Introduction. Quality and reliability characteristics are the main requirements for wear-resistant parts, for the manufacturing of which cast wear-resistant alloys retain a dominant role. Simultaneously with the growing demand for such alloys, increased requirements for physical and mechanical properties, dimensional accuracy, durability and other quality indicators are applied [1, 2].

According to [3–5], abrasive wear is one of the most common types of surface degradation of materials in the conditions of hydraulic mining, hydraulic transportation and beneficiation of coal, and the operation of equipment in the mining, cement, and energy industries. Abrasion-resistant material must have certain mechanical and technological properties, and in some cases, erosion and corrosion resistance. The ability of the material to resist wear is a structure-sensitive characteristic and depends on the structure, which is determined by the chemical composition and heat treatment [6–7]. The structural features of material's resistant to abrasive environments in-

clude, first of all, the necessity to obtain a heterogeneous structure consisting of hard inclusions located in a tough base (matrix) that has sufficient damping characteristics [8–11]. An important factor that determines the material's resistance to wear is the nature of the connection of individual components of microstructure. Hard inclusions are firmly held by the matrix only if the type and dimension parameters of their crystal lattices are close. Therefore, research to identify the features of the formation of the structure of wear-resistant alloys during heat treatment is of great importance.

Formulation of the problem. High-chromium high-carbon steels are widely used for the production of wear-resistant parts. To improve their operational properties, they are subjected to a special heat treatment, which consists in quenching followed by tempering.

Since nickel, when introduced into steel, increases its hardenability, toughness, as well as the stability of austenite, it can be assumed that its addition to high-chromium high-carbon steel will provide the improvement in

the complex of product properties, primarily due to an increase in the toughness of the matrix alloy. An increase in the energy dissipation during wearing can be achieved by the formation of a structurally unstable state in the matrix (steels with metastable austenite) or the formation of austenite with a high capacity for strengthening during shock-abrasive wear (as occurs in high-manganese steels such as Hadfield steel). A debatable issue is the possibility of using the effect of deformation martensite formation in the process of predominantly abrasive wear, when the specific value of mechanical energy applied to the wear surface is relatively small [12–15].

Taken into account the lack of information on such effect of nickel on the properties of tool steels, it is necessary to study its effect on the processes of structural transformations in steels. The purpose of this work is to study the influence of heat treatment parameters (time and temperature) of steel 150H15N5VM type on its structure and properties to improve the heat treatment regime of steel to ensure the necessary operational characteristics of the tool.

Investigation material and methodology. Cast steel 50H15N5VM (1.46...1.54 % C, 14.5...15.5 % Cr, 4.6...5.4 % Ni, 0.4...0.8 % Mo and W) was taken as an object of research. The diameter of the cast ingot was 300 mm. For investigation, samples with a diameter of 20 mm and a height of 30 mm were cut out by the method of electroerosion processing. Then the samples were heated to temperatures of 550, 650, 750, 790, 830, 900 °C and for one, two, and four hours in electric resistance furnaces of the SNOL type. At the second stage of research, the same steel was subjected to heat treatment in the state after previous high-temperature annealing at 1100 °C. To form a different structural state, quenching was carried out with heating temperatures of 950, 1025, 1100 °C with cooling in oil followed by tempering at temperatures of 550, 650, 750 and 850 °C.

The microstructure was studied using a Neophot 21 microscope at magnifications of $\times 100$, $\times 200$, $\times 500$, $\times 1000$. Pictures were taken with a digital camera with a resolution of 5 MP, and the digital image was processed using the ScopePhoto software. Morphology of the wear surfaces were investigated with using of scanning microscopy technique in backscattered electron image mode. Hardness was measured by the Rockwell method on a TK-2 device, microhardness was measured on a PMT-3 microhardness tester with a load of 0.5 N. The wear resistance of alloys during abrasive wear was investigated by the method of friction against a fixed abrasive using the "pin-shaft" kinematic scheme at specific loads of 3.66 N/cm², 7.3 N/cm², 14.5 N/cm². The scheme of the installation for tests on abrasive wear is shown in Fig. 1.

A vertical cylindrical sample (2) of the tested material is brought into contact with the abrasive material (5) mounted on a horizontal shaft (1), which rotates at a constant angular velocity, through the contact surface (4).

The sample (2) is fixed on the loading head (6), the elastic fastening of which ensures the adaptation of the sample (2) in relation to the abrasive surface (5) of the shaft (1), which ensures the stability of the nominal

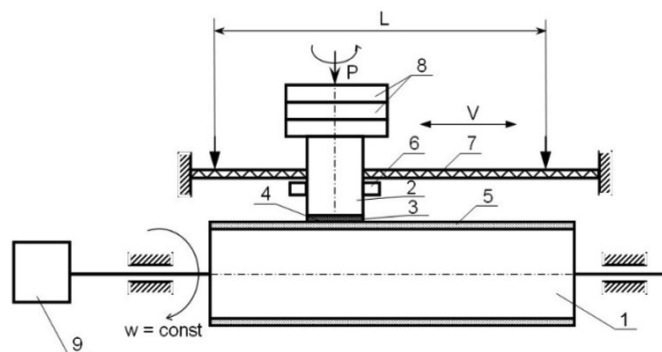


Fig. 1. Scheme of the installation for tests on abrasive wear contact area of the sample. The device (7) ensures the movement of the sample parallel to the longitudinal axis of the shaft (1). Axial normal load is provided by loads 8.

The quantitative characteristic of the wear resistance of each sample was determined from the ratio:

$$I_m = L_f / m, \quad (1)$$

where I_m – is the mass wear resistance, L_f – is the length of the friction path during tests, m – is the decrease in the mass of the sample during friction along the L_f path.

For the convenience of the analysis, the relative wear resistance $\psi_{i,0}$ was also determined by the formula:

$$\psi_{i,0} = \frac{I_m^i - I_m^0}{I_m^0} \cdot 100, \%, \quad (2)$$

where I_m^i – is the wear resistance of the tested sample, I_m^0 – is the wear resistance of the reference sample, as the sample after homogenizing (high-temperature) annealing was used.

Obtained results and discussion. In the cast state, steel 150H15N5VM has a structure formed by an austenitic matrix with eutectic carbides. A typical microstructure is shown in Fig. 2.

When cast steel samples are heated to temperatures of 550...650 °C and held for 1...2 hours, no visible structural changes occur, the austenite matrix remains stable.

Noticeable changes in the structure are observed when the heating temperature is increased to 750...790 °C. The main process is the transformation of

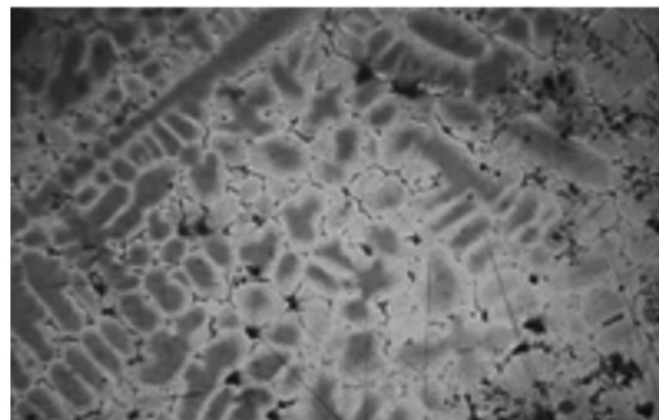


Fig. 2. Structure of cast steel 150H15N5VM, $\times 100$

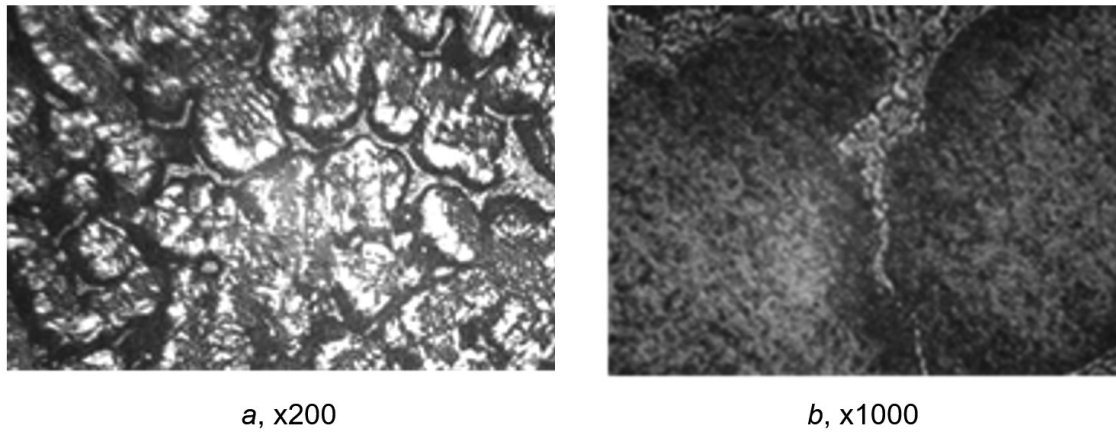


Fig. 3. Morphology of the steel matrix after heat treatment: *a* – exposure at a temperature of 790 °C for 4 hours; *b* – exposure at a temperature of 830 °C for 1 hour

austenite with the formation of acicular structures. The obtained structure is the result of shear transformation of the austenite matrix into ferrite with the simultaneous formation of carbides, so it can be classified as a bainite type structure.

The development of the transformation depends on the exposure time. With exposure for one hour, the austenite decay process is not visually recorded, with an increase in exposure to two hours, the appearance of needle-like ferrite crystals in the central part of the austenite grains is noted, with a further increase in the exposure time, the decay process begins to cover areas close to the grain boundaries.

A further increase in the heating temperature to 790 °C does not lead to a change in the type of structure; it is formed by an austenitic-bainite matrix with the allocation of large eutectic carbides along the grain bounda-

ries. Dispersed carbides are formed inside the grains, which are released during the transformation of austenite (Fig. 3a).

However, a further increase in the exposure temperature to 830 °C leads to a qualitative change in morphology. Even after relatively short exposure times (1 hour), the needle-like morphology in the alloy matrix disappears (Fig. 3b). This may be related to the development of recrystallization processes in ferrite, formed after the decay of austenite.

Structural changes during heat treatment are also accompanied by a change in the hardness of steel. Table 1 shows the values of microhardness of structure components, and Table 2 shows the hardness of steel after various treatment modes.

It can be seen from the given data that the process of austenite decay is accompanied by an increase in the

Table 1

Microhardness of the structural components of the studied steel, N/mm²

Structure component	Temperature of heating, °C	
	750	790
Center of matrix grain	3210±230	3032±308
Near-boundary regions of matrix grain	4315±264	4720±361
Eutectic regions	4220±176	4290±324

Table 2

Hardness of steel after different heat treatment regimes

Temperature of heating, °C	Hardness, HRC	
	Exposure time 1 hour	Exposure time 4 hour
550	34...38	--
650	37...39	--
750	36...38	46...48
790	37...40	44...46
830	36...39	39...43
900	32...33	--

Table 3

Hardness of steel after homogenization and subsequent hardening and tempering, HRC

Temperature of tempering, °C	Temperature of quenching, °C		
	950	1025	1100
Without tempering	59	59	49
550	36	38	38
650	31	30	31
750	40	39	44
850	50	47	46

hardness of the steel, while the microhardness of the eutectic component remains almost unchanged, and the change in total hardness is related to the processes occurring in the matrix.

Analysis of the effect of heating steel in the cast state showed that it is characterized by a fairly high stability of retained austenite and the hardness of steel in the entire temperature range remains low enough to be used as a material resistant to abrasive wear. Therefore, at the next stage of research, the samples were subjected to high-temperature homogenizing annealing followed by quenching in oil. Conducting high-temperature annealing affects the nature of the change in hardness during subsequent hardening and tempering. This is due to homogenization of the solid solution and a decrease in the degree of dendritic liquation. The dependence of hardness on the heat treatment regime is shown in Table 3.

The data show that homogenization leads to an increase in hardness during subsequent quenching from temperatures of 950 and 1025 °C. This is due to the fact that at these temperatures complete dissolution of carbide phases formed in the process of preliminary homogenization annealing does not occur. The degree of alloying of the solid solution at the heating temperature for quenching is relatively low, which leads to a fairly complete martensitic transformation. Increasing the quenching temperature to 1100 °C intensifies the processes of dissolution of carbides, which increases the stability of austenite and increases its content in the structure after quenching. This leads to a decrease in hardness.

The quenching temperature range of hardened steel studied in the paper was chosen based on the data obtained during the study of the influence of the heating temperature on the structure of the steel in the cast state. Data from table 2 and table 3 show that the tendency to increase hardness when heating the samples, previously subjected to quenching, in the temperature range of 750...850 °C, found in cast steel, remains. At the same time, the higher the quenching temperature, the lower the hardness, which may be associated with an increase in the stability of austenite and a slowdown in its decay during processing.

Thus, by changing the temperature of quenching and tempering, it is possible to change the hardness and structure state of steel within wide limits. However, not only the phase and structure composition changes, but also the properties of the structure components themselves. Therefore, in highly alloyed steels with increased austenite stability, the relationship between hardness and wear resistance is complex. The values of the relative wear resistance of samples hardened at temperatures of 950, 1025, and 1100 °C at different specific loads are shown in Tables 4...6, respectively. It can be seen from the tables that the maximum wear resistance is observed not only after quenching, but also after tempering at 850 °C, while the degree of manifestation of the effect depends on the specific load. This trend is even more pronounced when the temper temperature increases to 1100 °C. Table 5 shows that relative wear resistance firstly decreases with increasing tempering temperature, and then begins to increase. It also decreases with increasing specific load.

Table 4

Relative wear resistance of steel after homogenization and quenching from 950 °C

Temperature of tempering, °C	$\Psi_{i,0}$	3,66 N/cm ²	7,3 N/cm ²	14,5 N/cm ²
		$\Psi_{i,0} = \frac{I_m^i - I_m^0}{I_m^0} \cdot 100$		
Without tempering	$\Psi_{1,0}$	+44 %	+12 %	+17 %
550	$\Psi_{11,0}$	+70 %	0 %	-32 %
650	$\Psi_{12,0}$	-56 %	-64 %	-60 %
750	$\Psi_{13,0}$	-47 %	-56 %	-51 %
850	$\Psi_{14,0}$	-33 %	-44 %	-38 %

Table 5

Relative wear resistance of steel after homogenization and quenching from 1025 °C

Temperature of tempering, °C	$\Psi_{i,0}$	3,66 N/cm ²	7,3 N/cm ²	14,5 N/cm ²
		$\Psi_{i,0} = \frac{l_m^i - l_m^0}{l_m^0} \cdot 100$		
Without tempering	$\Psi_{2,0}$	+181 %	+41 %	+15 %
550	$\Psi_{21,0}$	-16 %	-33 %	-36 %
650	$\Psi_{22,0}$	-56 %	-65 %	-60 %
750	$\Psi_{23,0}$	-48 %	-57 %	-53 %
850	$\Psi_{24,0}$	+301 %	+7 %	-1 %

Table 6

Relative wear resistance of steel after homogenization and quenching from 1100 °C

Temperature of tempering, °C	$\Psi_{i,0}$	3,66 N/cm ²	7,3 N/cm ²	14,5 N/cm ²
		$\Psi_{i,0} = \frac{l_m^i - l_m^0}{l_m^0} \cdot 100$		
Without tempering	$\Psi_{3,0}$	+230 %	+49 %	+28 %
550	$\Psi_{31,0}$	+60 %	-10 %	-22 %
650	$\Psi_{32,0}$	-40 %	-54 %	-51 %
750	$\Psi_{33,0}$	+181 %	+22 %	-11 %
850	$\Psi_{34,0}$	+125 %	+19 %	-36 %

Additional information on the features of the influence of the structural state can be obtained from the analysis of the morphology of the wear surface. The research was carried out on the surface of the samples that passed the abrasive wear test with the maximum specific load. The microstructure of the tested samples is shown in Fig. 4.

The morphology of the wear surfaces is shown in Fig. 5. The research was carried out by the method of scanning electron microscopy on a JEOL 640 microscope in the mode of backscattered electrons, in which the contrast is created both due to the relief and due to the difference in the atomic numbers of the elements that form the material.

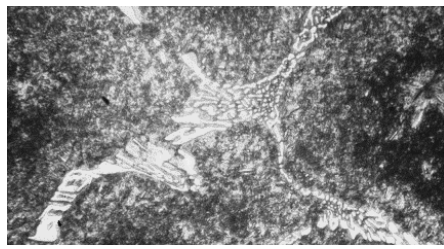
From the comparison of Figures 4 and 5, it can be seen that despite the significant difference in the microstructure of the samples, there is no direct relationship between the type of microstructure and the structure of the wear surface. The relationship between hardness and wear resistance is traced, which is quite trivial. At high specific loads, the main mechanism of destruction is microcutting of the surface of the sample by abrasive particles. The cutting marks pass through both the relatively soft matrix and the harder carbide eutectic without changing the geometry. Therefore, an increase in hardness leads to a more difficult cutting process and an increase in wear resistance. However, comparing the appearance of the surface of samples with maximum (Fig. 5 a, b, c) and minimum (Fig. 5 d, e, f) wear resistance,

it can be concluded that with a decrease in resistance, in addition to relatively uniform cutting of the material, the depth of cutting abrasive particles penetration increases and the formation of destruction centers begins (Fig. 6).

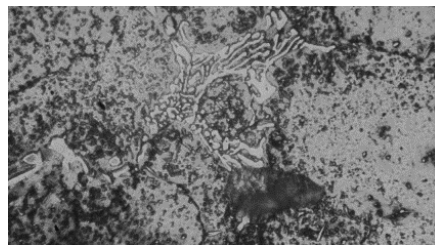
It can be seen in Fig. 6a that during microcutting, when passing from the matrix to the area of carbide eutectic, the material retains integrity, while in a softer state, numerous fracture centers are formed on the traces of cutting (Fig. 6b). The mechanism of the appearance of fracture sites in a material with lower hardness, while the structural state with higher hardness does not lead to the appearance of local fracture foci, requires further research. However, it can be assumed that this is due to a sharp decrease in the strength limit of the matrix material due to the transformation of quenching structures during tempering.

Conclusions

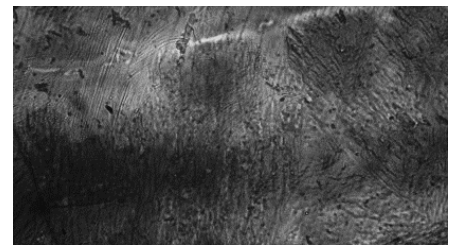
High-chromium steel with the addition of nickel in the cast state has increased resistance of retained austenite. To obtain maximum hardness, cast steel should be heated in the temperature range of 740 ... 790 °C for 2 ... 4 hours. As a result of annealing and quenching with tempering, two variants of the structural state with increased wear resistance are formed – martensite and retained austenite immediately after quenching and the products of tempering of martensite and decay of retained austenite at high tempering.



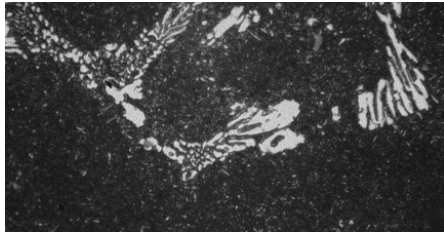
a) quenching 950 °C



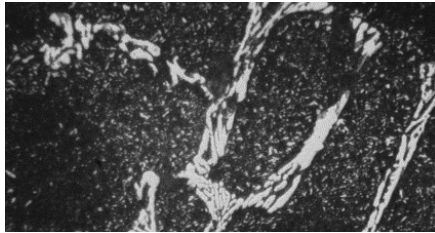
b) quenching 1025 °C



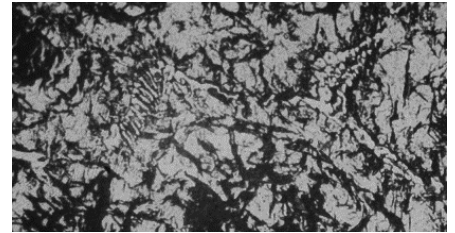
c) quenching 1100 °C



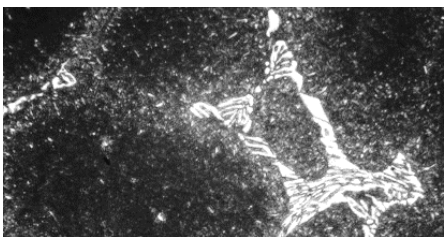
d) quenching 950 °C, tempering 650 °C



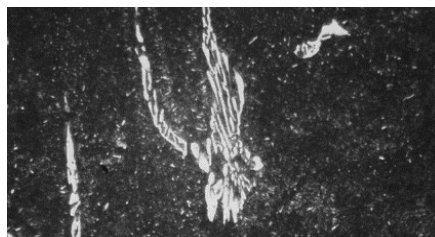
e) quenching 1025 °C, tempering 650 °C



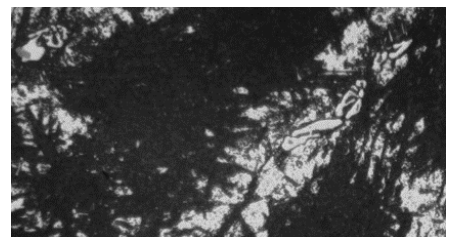
f) quenching 1100 °C, tempering 650 °C



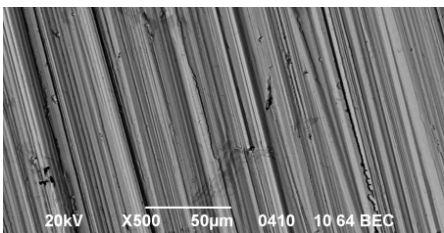
h) quenching 950 °C, tempering 850 °C



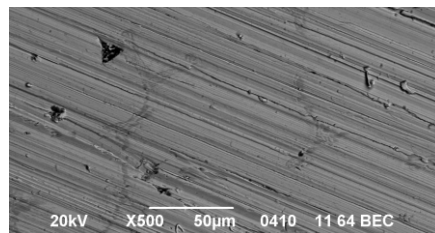
i) quenching 1025 °C, tempering 850 °C



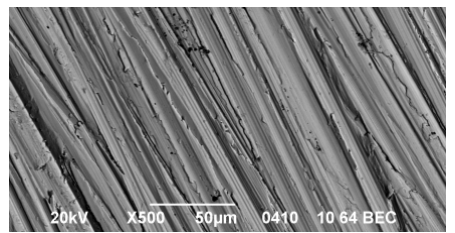
j) quenching 1100 °C, tempering 850 °C

Fig. 4. Effect of hardening and tempering on the steel structure 150H15N5VM, $\times 1000$ 

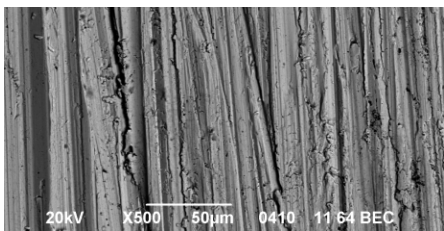
a) quenching 950 °C, relative wear resistance +17 % hardness 59 HRC



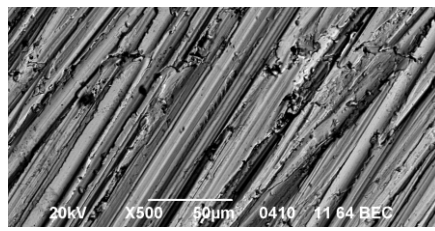
b) quenching 1025 °C relative wear resistance +15 % hardness 59 HRC



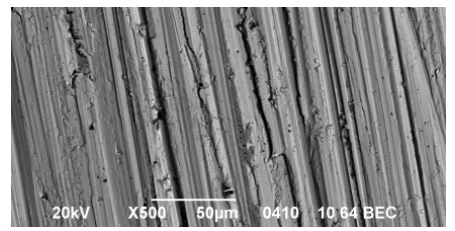
c) quenching 1100 °C relative wear resistance +28 % hardness 49 HRC



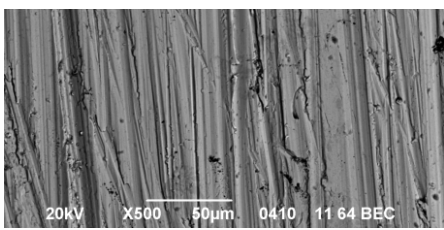
d) quenching 950 °C, tempering 650 °C relative wear resistance -60 % hardness 31 HRC



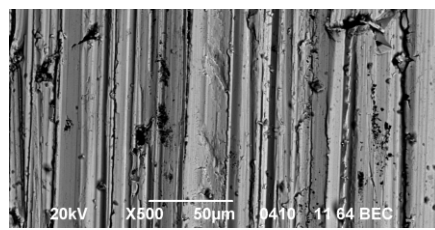
e) quenching 1025 °C, tempering 650 °C relative wear resistance -60 % hardness 30 HRC



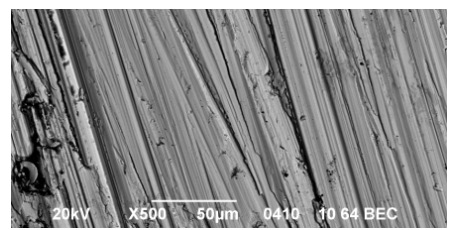
f) quenching 1100 °C, tempering 650 °C relative wear resistance -51 % hardness 31 HRC



h) quenching 950 °C, tempering 850 °C relative wear resistance -38 % hardness 50 HRC

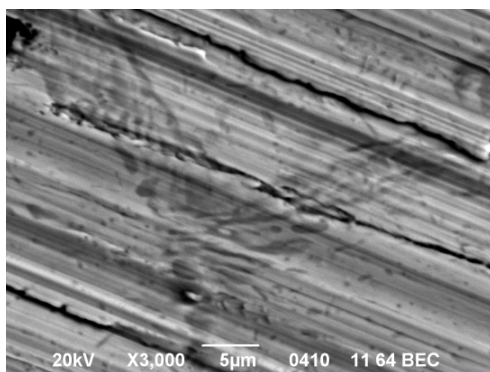


i) quenching 1025 °C, tempering 850 °C relative wear resistance -1 % hardness 47 HRC

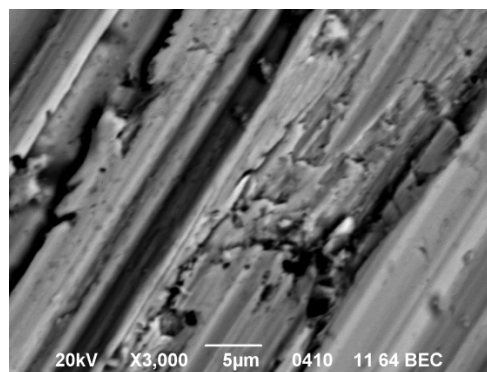


j) quenching 1100 °C, tempering 850 °C relative wear resistance -36 % hardness 46 HRC

Fig. 5. The influence of quenching and tempering on the morphology of the wear surface of steel 150H15N5VM, $\times 500$



a) quenching 1025 °C relative wear resistance +15 % hardness 59 HRC



b) quenching 1025 °C, tempering 650 °C relative wear resistance -60 % hardness 30 HRC

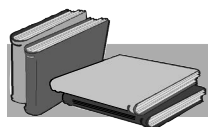
Fig. 6. Changes in the morphology of the wear surface of steel 150H15N5VM with a decrease in hardness and wear resistance, $\times 3000$

After high-temperature annealing and following quenching at temperatures in the range of 950...1100 °C, the hardness of the steel increases compared to the cast state. Wear resistance increases as the quenching temperature increases, but as the specific load increases, the degree of increase in wear resistance decreases.

Tempering of steel in the temperature range of 550...650 °C leads to a sharp drop in wear resistance, which is accompanied by changes in the micromechanism of the wear surface destruction – the appearance

of fracture centers. At the same time, the degree of influence of the structural state on the wear resistance increases with a decrease in the specific load during abrasive wear.

A significant increase in wear resistance with a further increase in tempering temperature, especially at low specific loads, can be explained by the formation of special carbides of alloying elements in the matrix, but this mechanism requires further research.

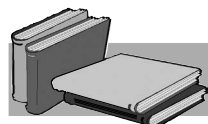


ЛІТЕРАТУРА

1. Гарбер М.Е. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация. Москва: Машиностроение, 2010. 280 с.
2. Марукович Е.И., Карпенко М.И. Износостойкие сплавы. Москва: Машиностроение, 2005. 428 с.
3. Виноградов Г.Н., Сорокин Г.М. Износостойкость сталей и сплавов. Москва: Нефть и газ, 1994. 417 с.
4. Цыпин И.И. Износостойкие отливки из белых легированных чугунов. Москва: НИИМаш, 1983. 56 с.
5. Колокольцев В.М. (ред.), Мулявко Н.М., Вдовин К.Н., Синицкий Е.В. Абразивная износостойкость литых металлов и сплавов. Магнитогорск: МГТУ, 2004. 228 с.
6. Ki Chang Bae, Dohyung Kim, Yong Hwan Kim et al. Effect of heat treatment, building direction, and sliding velocity on wear behavior of selectively laser-melted maraging 18Ni-300 steel against bearing steel. *Wear*. Vols 482–483. 15 October 2021. 203962. DOI: <https://doi.org/10.1016/J.WEAR.2021.203962>
7. Yanliang Yi, Qiang Li, Shaolei Long, Zhen Lv, Shuangjian Li, Yangzhen Liu, Baochao Zheng, Wei Li. Effect of matrix microstructure on the matrix/M₂B wear interaction and its quantitative characterization in an Fe-2wt%B alloy. *Wear*. Vols 472–473. 15 May 2021. 203608. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203608>
8. Xincheng Yan, Jun Hu, Hao Yu, Chenchong Wang, Wei Xu. Unraveling the significant role of retained austenite on the dry sliding wear behavior of medium manganese steel. *Wear*. Vol. 476. 15 July 2021. 203745. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203745>
9. Sunil Kumar, Saikat Ranjan Maity, Lokeswar Patnaik. A comparative study on wear behaviors of hot work and cold work tool steel with same hardness under dry sliding tribological test. *Materials Today: Proceedings*. 2021. Vol. 44. Part 1. P. 949–954. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.11.004>
10. Ibrahim Orhun Tugay, Ali Hosseinzadeh, Guney Guven Yapici. Hardness and wear resistance of roller burnished 316L stainless steel. *Materials Today: Proceedings*. 2021. Vol. 47. Part 10. P. 2405–2409. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.04.363>
11. Jayanta Mondal, Karabi Das, Siddhartha Das. An investigation of mechanical property and sliding wear behaviour of 400Hv grade martensitic steels. *Wear*. Vols 458–459. 15 October 2020. 203436. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203436>
12. Oscar Ríos-Diez, Ricardo Aristizábal-Sierra, Claudia Serna-Giraldo et al. Wear behavior of nanostructured carbo-austempered cast steels under rolling-sliding conditions. *Journal of Materials Research and Technology*. Vol. 11. March–April 2021. P. 1343–1355. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.01.094>

13. Fernández-Valdés D., Meneses-Amador A., López-Liévano A., Ocampo-Ramírez A. Sliding wear analysis in borided AISI 316L steels. *Materials Letters*. Vol. 285. 15 February 2021. 129138. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.129138>
14. Quanshun Luo, Jianbin Li, Qintai Yan, Wenbo Li, Yubi Gao, Matthew Kitchen, Leon Bowen, Nicholas Farmilo, Yutian Ding. Sliding wear of medium-carbon bainitic/martensitic/austenitic steel treated by short-term low-temperature austempering. *Wear*. Vol. 476. 15 July 2021. 203732. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203732>
15. Dhokey N.B., Maske S.S., Ghosh P. Effect of tempering and cryogenic treatment on wear and mechanical properties of hot work tool steel (H13). *Materials Today: Proceedings*. 2021. Vol. 43. Part 5. P. 3006–3013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.01.361>

Надійшла 31.01.2023



REFERENCES

1. Garber, M.E. (2010). Wear resistant white irons: properties, structure, technology, exploitation. Moscow: Mashinostroenie, 280 p. [in Russian].
2. Marukovych, E.I., Karpenko, M.I. (2005). Wear resistant alloys. Moscow: Mashinostroenie, 428 p. [in Russian].
3. Vinogradov, G.N., Sorokin, G.M. (1994). Wear resistance of steels and alloys. Moscow: Neft' i gaz, 417 p. [in Russian].
4. Tsylin, I.I. (1983). Wear resistant casting from white alloyed irons. Moscow: NIIMash, 56 p. [in Russian].
5. Kolokoltsev, V.M., Mulyavko, N.M., Vdovyn, K.N., Synytsyn, E.V. (2004). Abrasive wear resistance of cast metal and alloys. Under edition of V.M. Kolokoltsev. Magnytogorsk: MGTU, 228 p. [in Russian].
6. Ki Chang Bae, Dohyung Kim, Yong Hwan Kim et al. (2021). Effect of heat treatment, building direction, and sliding velocity on wear behavior of selectively laser-melted maraging 18Ni-300 steel against bearing steel. *Wear*, vols 482–483, 203962, doi: <https://doi.org/10.1016/J.WEAR.2021.203962>
7. Yanliang Yi, Qiang Li, Shaolei Long, Zhen Lv, Shuangjian Li, Yangzhen Liu, Baochao Zheng, Wei Li (2021). Effect of matrix microstructure on the matrix/M₂B wear interaction and its quantitative characterization in an Fe-2wt%B alloy. *Wear*, vols 472–473, 203608, doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203608>
8. Xincheng Yan, Jun Hu, Hao Yu, Chenchong Wang, Wei Xu (2021). Unraveling the significant role of retained austenite on the dry sliding wear behavior of medium manganese steel. *Wear*, vol. 476, 203745, doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203745>
9. Sunil Kumar, Saikat Ranjan Maity, Lokeshwar Patnaik (2021). A comparative study on wear behaviors of hot work and cold work tool steel with same hardness under dry sliding tribological test. *Materials Today: Proceedings*, vol. 44, part 1, pp. 949–954, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.11.004>
10. Ibrahim Orhun Tugay, Ali Hosseinzadeh, Guney Guven Yapici (2021). Hardness and wear resistance of roller burnished 316L stainless steel. *Materials Today: Proceedings*, vol. 47, part 10, pp. 2405–2409, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.04.363>
11. Jayanta Mondal, Karabi Das, Siddhartha Das (2020). An investigation of mechanical property and sliding wear behaviour of 400Hv grade martensitic steels. *Wear*, vols 458–459, 203436, doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203436>
12. Oscar Ríos-Diez, Ricardo Aristizábal-Sierra, Claudia Serna-Giraldo et al. (2021). Wear behavior of nanostructured carbo-austempered cast steels under rolling-sliding conditions. *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 11, pp. 1343–1355, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.01.094>
13. Fernández-Valdés, D., Meneses-Amador, A., López-Liévano, A., Ocampo-Ramírez, A. (2021). Sliding wear analysis in borided AISI 316L steels. *Materials Letters*, vol. 285, 129138, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.129138>
14. Quanshun Luo, Jianbin Li, Qintai Yan, Wenbo Li, Yubi Gao, Matthew Kitchen, Leon Bowen, Nicholas Farmilo, Yutian Ding (2021). Sliding wear of medium-carbon bainitic/martensitic/austenitic steel treated by short-term low-temperature austempering. *Wear*, vol. 476, 203732, doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203732>
15. Dhokey, N.B., Maske, S.S., Ghosh, P. (2021). Effect of tempering and cryogenic treatment on wear and mechanical properties of hot work tool steel (H13). *Materials Today: Proceedings*, vol. 43, part 5, pp. 3006–3013, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.01.361>

Received 31.01.2023

Анотація

В.В. Пашинський, д-р техн. наук, доц., зав. кафедри,
e-mail: v.v.pashinskiy@mipolytech.education,
<https://orcid.org/0000-0003-0118-4748>, Web of Science
ResearcherID: AAW-3826-2020

О.Г. Пашинська, д-р техн. наук, ст. наук. співр., проф. кафедри,
e-mail: E.G.Pashinskaya@mipolytech.education,
<https://orcid.org/0000-0001-7102-1544>, Web of Science
ResearcherID: AAE-5739-2021

І.О. Бойко, канд. техн. наук, доц. кафедри,
e-mail: igor.boiko@mipolytech.education,
<https://orcid.org/0000-0001-7742-4694>

*Технічний Університет «Метінвест Політехніка» (Запоріжжя,
Україна)*

Вплив термічної обробки на структуру та зносостійкість при абразивному зношуванні високовуглецевої хромонікелевої сталі типу 150X15H5BM

Статтю присвячено вдосконаленню режимів термообробки сталі типу 150X15H5BM для забезпечення необхідних експлуатаційних характеристик інструменту. Зносостійкість сплавів при абразивному зношуванні досліджували методом тертя об закріпленій абразив. Формування різного структурного стану виконувалося шляхом відпалу литої сталі при температурах 550–900 °С, а також гартуванням від температур 950–1100 °С з наступним відпуском в інтервалі 550–850 °С. Структуру сталі досліджували методами оптичної металографії, морфологію поверхонь зношування – методами растрової електронної мікроскопії.

В результаті досліджень встановлено, що високохромиста сталь з добавкою нікелю в литому стані має підвищену стійкість залишкового аустеніту. Для отримання максимальної твердості литу сталь слід піддавати нагріванню в інтервалі температур 740 ... 790 °С протягом 2 ... 4 годин. В результаті відпалу і загартування з відпуском формуються два варіанти структурного стану з підвищеною зносостійкістю – мартенсит і залишковий аустеніт безпосередньо після гарту і продукти відпуску мартенситу і розпаду залишкового аустеніту при високому відпуску. Зносостійкість зростає з підвищенням температури гартування. Основним механізмом зношування є мікрорізання поверхні твердими абразивними частками. Падіння зносостійкості при температурах відпуску 550–650 °С є наслідком зниження твердості і супроводжується змінами у мікромеханізмі руйнування поверхні зношування – появи локальних осередків руйнування. Значне зростання зносостійкості при подальшому підвищенні температури відпуску, особливо при невеликих питомих навантаженнях, може пояснюватися формуванням в матриці спеціальних карбідів легуючих елементів.

Ключові слова

Абразивне зношування, високовуглецева хромонікелева сталь, відпал, гартування, відпуск, зносостійкість, питоме навантаження, спеціальні карбіди.

МАГНІТОГІДРОДИНАМІЧНІ ПРОЦЕСИ УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСАМИ РОЗЛИВАННЯ І ТВЕРДІННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 1 (332), 50-56

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.01.050>

UDC 538.4: 669.001

V.M. Fiksen¹, PhD (Engin), Leading Research Scientist, e-mail: vfixsen@i.ua

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

A.O. Gorshkov¹, Researcher

L.M. Lakomska¹, Chief technologist

D.S. Vasilyev², Graduate student, e-mail: d0505909366@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-3660-1628>

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

²Odessa Polytechnic National University (Odessa, Ukraine)

Prerequisites for the use of electromagnetic forces in technologies for refining aluminum alloys from non-metallic inclusions

In the production of aluminum castings, the problem of removing non-metallic inclusions (NMIs) is very relevant. A modern efficient way of refining aluminum alloys is filtration through ceramic foam filters. However, their capabilities for retaining small NMIs are limited, since the dimensions of the smallest cells are much larger than the dimensions of the NMIs to be retained. The retention of such particles occurs due to their coagulation and adhesion inside the filter. To enhance the role of these two processes, additional effects on the melt passing through the filter are required. An analysis of current trends shows that at present the most promising application of electromagnetic factors is to create physical conditions in the filter cells, under which the role of coagulation and adhesion will significantly increase. The article describes the main electromagnetic phenomena, using which the task can be solved and specific ways can be outlined to create a technology for the separation of NMIs in aluminum alloys using electromagnetic factors. The basis of electromagnetic influences is the interaction of electric current with a magnetic field. Electric current can interact with both its own and external magnetic field. In both cases, the Lorentz force arises, which creates a pressure gradient in the liquid metal. The direction of the vector of this gradient can be chosen arbitrarily. In a particular case, it may coincide with the direction of the gravitational gradient or be opposite to it. A force opposite to the direction of the vector of the artificial pressure gradient will act on the NMIs located in the pores of the filter. As a result of this factor, it is possible to control the direction of movement of the NMIs. For example, if the pressure gradient vector is directed away from the pore walls, then the role of NMIs adhesion to the filter material will increase and favorable conditions will be created for their coagulation. As a result, an increase in the probability of retaining NMIs, which are much smaller than the pore sizes of the filter, is expected.

Keywords: aluminum alloys, non-metallic inclusions, refining, electromagnetic force, pressure gradient, ceramic foam filter, filtration, coagulation, adhesion.

Non-metallic inclusions (NMIs) have a negative impact on the properties of aluminum alloys starting from their pouring into casting molds, especially into chill molds. A melt containing a lot of inclusions fills casting molds worse than a refined one, which increases the rejection of underfilling. It also increases the tendency of castings to hot crack. In finished products, due to the presence of non-metallic inclusions in them, mechanical

properties, including fatigue strength, are reduced. In addition, in the obtained products, as a rule, corrosion resistance decreases. This is especially true for high-strength alloys of the Al-Cu system. In metallurgical practice, the main methods for refining the melt from NMIs are purging with argon, processing with special fluxes, and filtering. Despite the successes achieved, technologists still have a serious need to improve the efficiency of refining

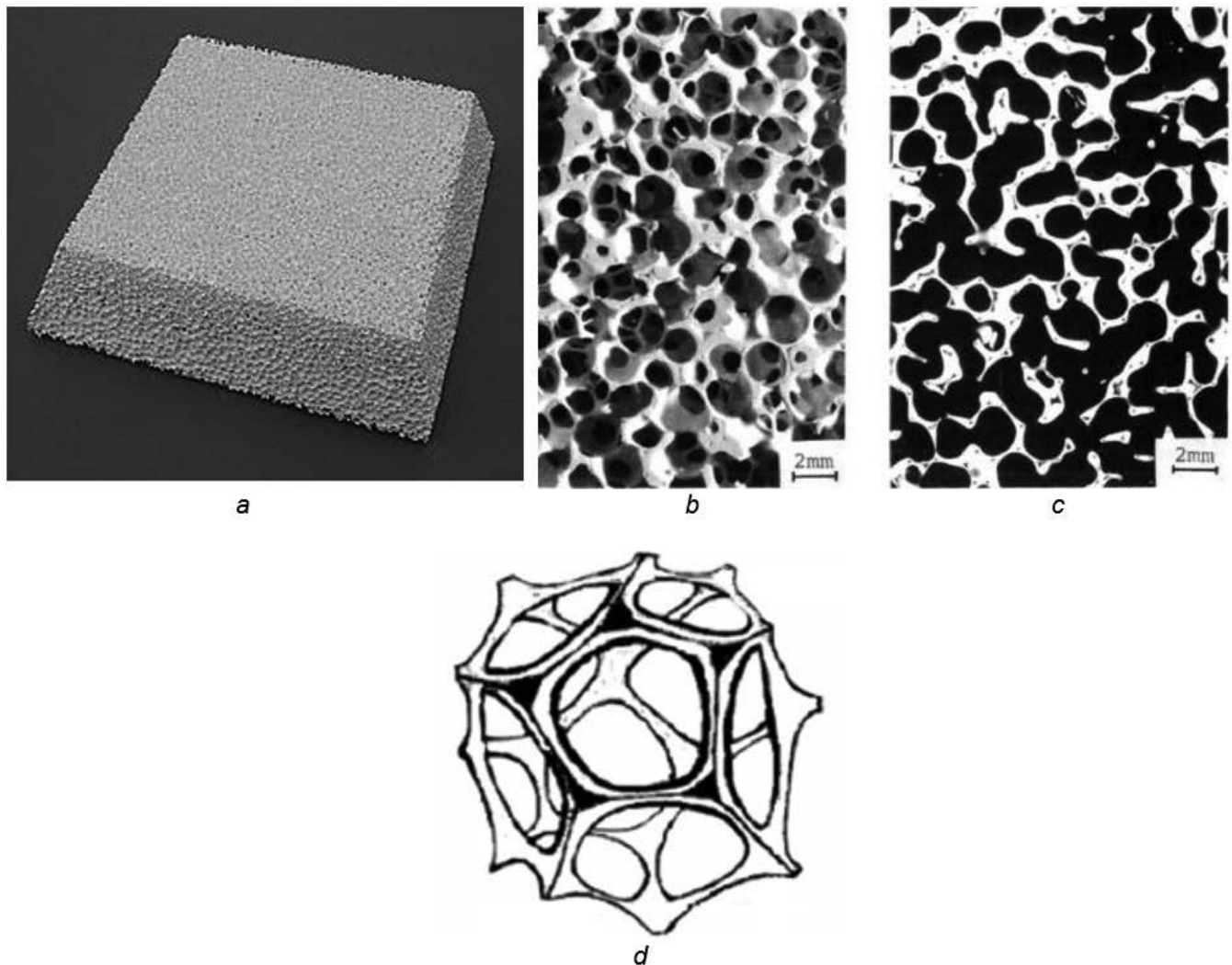


Fig. 1. Typical ceramic foam filter with dimensions 180×180×50 mm (a), photo of the surface (b) and flat section of this filter (c) [1]. The geometric shape of the elementary cell of the filter (d) [2]

technologies. First of all, it is necessary to increase the completeness of the removal of NMIs, especially those with dimensions less than 20 μm . Currently, refining by filtration through ceramic foam filters is most often used in production. Usually they are square slabs with a side from 180 to 660 mm and a thickness of 50 mm (Fig. 1a). They are made by introducing a polymeric cellular foam into a liquid ceramic pulp. This foam is then dried and fired to burn out the polymer base. As a result, a ceramic replica of the original organic foam structure is obtained (Fig. 1b, c) [1]. Each pore is an elementary cell of the filter. In an idealized form, its geometric shape is shown in Fig. 1d [2].

To trap small particles, it is necessary to use filters with a small mesh size. However, firstly, the smaller the filter cells, the lower its throughput, and secondly, the smallest cells have dimensions many times larger than the dimensions of the small NMIs to be retained. It is possible to detain such particles due to adhesion. However, the probability that a fine particle will be retained in one pass through the filter is small. Most of the inclusions will pass through the filter unhindered, so it is necessary to use additional control factors to increase the probability of retaining small particles. At present, such factors can provide the means of magnetohydrodynamics.

There are a number of experimental and theoretical works on the study of the behavior of non-metallic particles under the action of bulk electromagnetic forces. Their appearance was due to the fact that in induction channel furnaces and electromagnetic pumps, the process of overgrowing of channels with deposits consisting of NMIs is observed. In [3], a theoretical analysis of this process was carried out. The substance that is deposited on the walls of the channels looks like a gray powder formed from non-metallic particles. This phenomenon has long been the basis for the conclusion that induction channel furnaces and electromagnetic pumps to a certain extent perform the function of refining aluminum alloys from non-metallic inclusions. In other words, they are electromagnetic devices that detain some of the non-metallic inclusions in the alloy. This fact served as the basis for the work on the creation of electromagnetic filters. Unfortunately, it has not yet been possible to create an effective electromagnetic filter, so ideas have appeared, the essence of which is that electromagnetic influences are superimposed on a ceramic filter through which a metal melt flows, for example, [4] (Fig. 2). The essence of the idea is that the liquid metal is poured into the receiving funnel 6, from where it enters the electromagnetic force creation zone 4, including the ceramic fil-

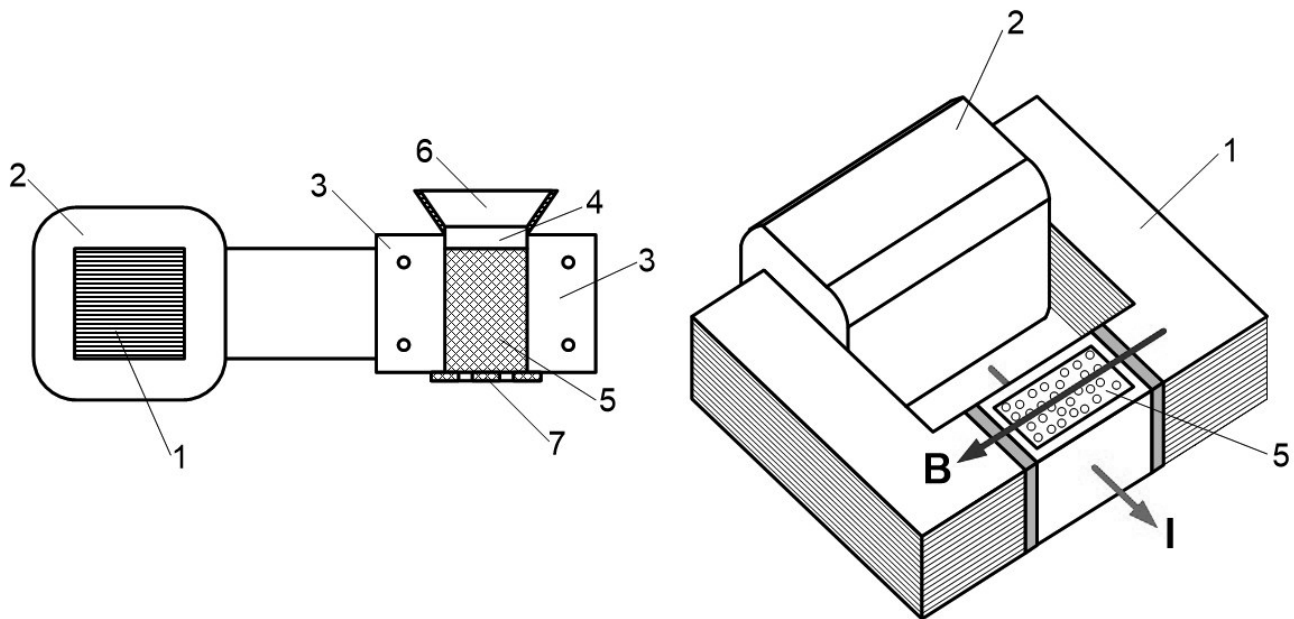


Fig. 2. Scheme of an electromagnetic device for separating non-metallic inclusions from a metal melt [4]: 1 – C-shaped magnetic circuit; 2 – coil; 3 – electrodes supplying electric current; 4 – zone of creation of electromagnetic force; 5 – ceramic filter; 6 – receiving funnel; 7 – perforated refractory plate

ter 5 location zone. The electromagnetic force is created by the interaction of an electric current supplied by electrodes 3 with a magnetic field directed perpendicular to the plane drawing. According to the rule of the left hand, the force will be directed either down or up.

The obvious disadvantages of this device are that it uses a conductive supply of electric current, and the electromagnetic force acts only along the melt flow. That is, it either speeds it up or slows it down. In recent years, in a number of European countries and the People's Republic of China, studies have been carried out on the effect of the magnetic field created by the solenoid on increasing the efficiency of NMIs separation in a ceramic foam filter installed inside the solenoid [5, 6]. A device based on this principle has been tested at Giant (PRC) in semi-continuous casting of wrought alloys. Encouraging results have been obtained, but further development is still required.

The Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine (PTIMA NASU) also carried out experimental work on filtering aluminum alloys through a ceramic foam filter with the imposition of electromagnetic effects on it, however, a fundamentally different technological scheme was used (Fig. 3), since the process was carried out in a magnetodynamic installation [7]. The refining of the AK7 grade alloy obtained from the Antonov State Enterprise serial plant was carried out in the form of defective castings.

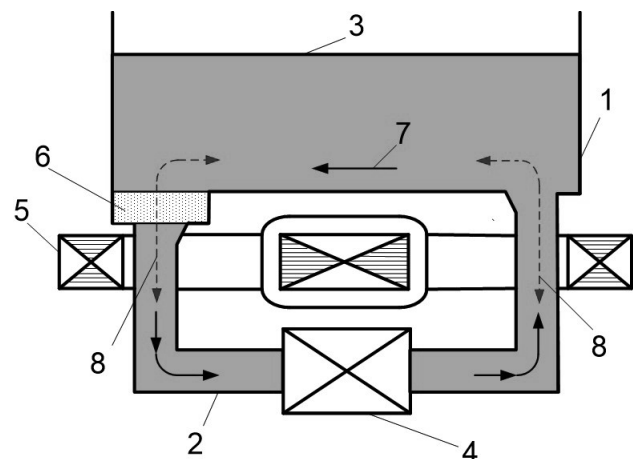


Fig. 3. Schematic diagram of the removal of non-metallic inclusions from aluminum melt, built on the basis of a magnetodynamic unit [7]: 1 – crucible; 2 – canal; 3 – liquid metal bath; 4 – electromagnetic pump; 5 – inductor; 6 – ceramic foam filter; 7 – liquid aluminum alloy stream; 8 – alternating electric current 50 Hz

The melt circulated under the action of an electromagnetic pump 4 along the contour shown by arrows 7: "bath 3 – ceramic foam filter 6 – channel 2 – electromagnetic pump 4 – channel 2 – bath 3". An alternating electric current passes through channel 2 and bath 3 and filter 6, which is induced by inductor 5. The studies of cast samples obtained from the alloy according to the technologi-

Table

Comparison of mechanical properties of factory and experimental samples

Facility where the samples were obtained	Strength, σ_T , MPa	Relative extention, δ , %
State Enterprise "Antonov"	218.4	4.0
PTIMA NASU	244.8	13.9

cal scheme (Fig. 3) were carried out in the laboratory of the State Enterprise "Antonov". The results of the study, shown in the table, showed that the quality of the metal has improved significantly compared to the samples obtained at the factory.

Aluminum alloys always contain non-metallic inclusions, the presence of which impairs their performance properties. The most typical among them are oxide Al_2O_3 , MgO , Al_2MgO_4 , SiO_2 and non-oxide Al_4C_3 , SiC, AlN. Compact inclusions are 5–100 μm in size, and oxide films are up to 5 mm in size [8]. The density of these inclusions is higher than the density of liquid aluminum alloy, but they settle very slowly due to their small size. In addition, convective currents prevent their settling. The overwhelming majority of NMIs are not electrically conductive. Some of them, for example, SiC particles, are still electrically conductive, but their electrical resistance is much higher than the resistance of liquid aluminum alloy, so when an electric current is passed through the melt, they behave almost the same as dielectric particles.

The forces of Archimedes, Stokes and Magnus act predominantly on non-metallic particles in liquid metal [9].

The Archimedes force is due to the static pressure gradient created by gravity.

The Stokes force is mathematically expressed by the dependence of the rate of its settling or floating on the difference between the densities of the liquid and the particle, the viscosity of the liquid and the size of the particle.

The Magnus force arises from a combination of translational and rotational motions of a particle.

The electromagnetic force (Lorentz force) causes a change in the pressure gradient in the electrically conductive medium and acts on the metal melt, and not on the non-conductive particle. In order for a particle whose density is greater than the density of the melt to float, it is necessary to increase the static pressure gradient. This can be achieved by creating a bulk electromagnetic force in the liquid metal, the direction of action of which coincides with the direction of gravity. There is an effect of an apparent increase in the density of the liquid at a constant density of the particle. When an electromagnetic force of the opposite direction is created, the effect of an apparent decrease in the density of the liquid occurs, so a particle having a lower density than the liquid will sink in it [10]. To create an electromagnetic force, an electric current must flow through the melt, and a magnetic field must pass perpendicular to the direction of the current. The magnitude of the electromagnetic force that acts on the elementary volume and its direction are determined by the vector product:

$$F = [jB], \quad (1)$$

where F is the electromagnetic force vector, Newton, j is the electric current density vector A/m^2 , B is the magnetic induction vector, Tesla.

Let us agree to consider the direction of the electromagnetic force as positive if it coincides with the direction of gravity. According to [10], the apparent specific gravity of the elementary volume of the melt, provided

that the magnetic field and electric current are homogeneous, is determined by the equation:

$$\gamma = \rho g \pm jB = \pm \text{grad } p, \quad (2)$$

where γ is the apparent specific gravity of the melt, j is the electric current density, B – magnetic induction, $\text{grad } p$ – pressure gradient, Pascal/m.

The pressure gradient in a liquid metal also arises under the action of two types of pinch effect, which manifest themselves as axial compression of the conductor [11]. In both cases, the electric current interacts with its own magnetic field.

The first type, the linear pinch effect, occurs when a direct or alternating electric current passes through a liquid conductor. If the conductor is round and has a radius r , then the pressure p on the axis of the conductor is determined by the equation:

$$p = -\frac{\mu\mu_0}{4} \cdot j^2 \cdot r^2 + p_c, \quad (3)$$

where μ is the magnetic permeability of the liquid metal (dimensionless value), μ_0 – magnetic constant equal to $4\pi \cdot 10^{-7}$ H/m, j – current density A/m^2 , r is the radius of the conductor m , p_c is the static pressure in the melt when no electric current flows through it, Pa.

The minus sign on the right side of the equation means that the pinch effect creates a pressure opposite to the gravitational metallostatic pressure p_c . Metallostatic pressure presses the melt against the walls of the channel in which the melt is located, and electromagnetic forces tend to squeeze the melt away from the walls. The particles will then move towards the walls. It follows from equation (3) that the melt will move away from the walls when the absolute value of the negative term becomes greater than p_c .

The second type is the θ -pinch effect, which operates in a liquid conductor placed in an alternating current solenoid. With direct current, the effect does not appear. The pressure p on the axis of the conductor is:

$$p = -\frac{(\mu\mu_0 j)^2}{2\mu} + p_c. \quad (4)$$

When an electric current flows through a solenoid, an axial compressive force acts on the liquid rod. The particles will then move in the direction of the walls. If the current strength in the solenoid is increased, then the liquid metal will be squeezed out from the walls as soon as the absolute value of the negative term exceeds the value of p_c .

In industrial practice, a linear pinch effect occurs in induction channel furnaces, since the electric current flows along the channel and causes melt compression. As a result, a static pressure gradient appears, directed towards the longitudinal axis of the channel. The above example shows that as a result of the action of electromagnetic forces on a liquid metal, it is possible to create

a movement of non-metallic particles in a given direction using a linear pinch effect. It should be noted that in the technological scheme (Fig. 3) a linear pinch effect operates in the volume of the ceramic foam filter.

The idea of using the θ -pinch effect to remove non-metallic particles is reflected in a number of theoretical works. For example, in [11], the separation of non-conducting particles in a channel passing through the field of a current ring (solenoid) was considered. A formula is obtained for calculating the required magnetic field induction for given particle sizes to be removed.

In [10, 12], a theoretical analysis of the use of a magnetohydrodynamic (MHD) machine in general and its various modifications in particular as a separator of non-conductive particles in a liquid metal is carried out. There are also experimental works on electromagnetic effects on liquid metals to improve the efficiency of refining from NMLs, for example [13, 14].

Thus, over the past decades, various researchers have created a solid theoretical basis for the electromagnetic separation of NMLs from liquid metals. Promising practical results have also been achieved in the refining of aluminum alloys from NMLs using electromagnetic factors, including the development of the PTIMA NAS of Ukraine.

Conclusions and research perspectives

Many years of production experience in the operation of induction channel furnaces and electromagnetic pumps has shown that MHD factors create conditions in the liquid metal under which the NMLs move to the channel walls.

Theoretical works of many researchers have revealed the physical nature of the forces acting on non-conductive NMLs and have shown that using electromagnetic forces it is possible to control the process of movement of non-metallic particles in metal melts.

Ceramic foam filters widely used in production do not retain small non-metallic inclusions, the dimensions of

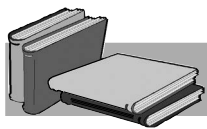
which are many times smaller than the pores of a ceramic foam filter with the smallest cells. For their retention, additional external influences are required that promote the coagulation of NMLs and enhance the role of adhesion.

To date, specialists in the field of applied magnetohydrodynamics have not been able to create an effective electromagnetic filter due to the influence of scaling factors. The problem can be solved if an additional functional element is used, which divides the total melt flow into many small jets. In each such jet, it is possible to effectively carry out an electromagnetic effect on the melt due to a decrease in the influence of scale factors. Such an element can be a ceramic product with many channels, for example, a ceramic foam filter.

In the development of the above concept, it is advisable to continue the research and development of the technology developed in the PTIMA NAS of Ukraine using the magnetodynamic pump (MDP) according to the scheme (Fig. 3). In MDP, it is easy to create conditions under which an electric current passes through the ceramic foam filter; therefore, at the first stage of research, it is necessary to focus on studying the influence of this factor.

To develop a filtering technology in crossed magnetic and electric fields, it is necessary to create an autonomous filter box designed for two use cases. The first option is the pouring of the melt into the mold from an electromagnetic filter box, into which the melt enters from the MDP, which is switched on in the mode of controlled electromagnetic pouring. The second variant assumes the use of a circulation circuit: "MDP – filter box – MDP". The filtration process continues for a predetermined time, and then the refined alloy is electromagnetically poured into the mold.

Studies of the quality of the metal after refining should be carried out using a set of modern technological samples presented in [15].

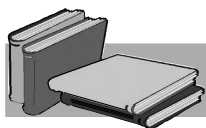


ЛІТЕРАТУРА

1. Otsuka R. Molten Metal Processing. Handbook of Aluminum, 2003. Vol. 1.
2. Бэтхерс У., Якович А., Екабсон Н., Маджулис И., Наке Б. Теоретические исследования условий возникновения отложений в индукционных канальных печах. *Магнитная гидродинамика*. 1994. Т. 30. № 2. С. 247–258.
3. Безденежных И.С., Матыгуллина Е.В., Шумков А.А. Выбор элементарной ячейки для моделирования структуры пенокерамического фильтра. *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2020. Т. 22. № 1. С. 95–101. DOI: <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2020.1.11>
4. А. с. 452604 СССР, М. Кл. С21с 7/00. Устройство для очистки металлических расплавов / Г.А. Демин, Н.П. Сабадырь, В.И. Королев, Е.И. Зарецкий; Опубл. 05.12.74. Бюл. № 45.
5. Fritsch R., Kennedy M.W., Akbarnejad S., Aune R.E. Effect of Electromagnetic Fields on the Priming of High Grade Ceramic Foam Filters (CFF) with Liquid Aluminum. In: Hyland M. (eds.) *Light Metals*. 2015. Springer, Cham. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-319-48248-4_156
6. Zhang Z.T., Guo Q.T., Yu F.Y., Li J., Zhang J., Li T.J. Motion behavior of non-metallic particles under high frequency magnetic field. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2009. Vol. 19. Iss. 3. P. 674–680. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(08\)60332-5](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(08)60332-5)

7. Fikssen V. Increasing the efficiency of refining and modification of aluminum alloys when using electromagnetic factors. *Magnetohydrodynamics*. 2022. Vol. 58. Iss. 1–2. P. 151–156.
8. Bernd Friedrich. Understanding of Inclusions – Characterization, Interactions and Boundaries of Removability with Special Focus on Aluminum melts. Presentation Werkstoffwoche, Dresden 14.09.2015. URL: https://aluminium-guide.com/wp-content/uploads/2019/09/Understanding_of_Inclusions_Freidrich.pdf
9. Новиков И.М., Горн Р.К. МГД воздействие на неметаллические включения в каналах МДН / Магнитодинамические установки для плавки, обработки и заливки литейных сплавов: Сб. науч. тр. АН УССР. Киев: Ин-т пробл. литья, 1989. С. 19–28.
10. Повх И.Л., Чекин Б.В. Магнитогидродинамическая сепарация. Киев: Наукова думка, 1978. 148 с.
11. Шерклиф Дж. Курс магнитной гидродинамики. Москва: Мир, 1967. 320 с.
12. Кирко И.М. МГД-машина как сепаратор для непроводящих включений в жидком металле / Применение магнитной гидродинамики в металлургии: Сб. статей. АН СССР – Уральский научный центр. Свердловск, 1977. С. 3–15.
13. Taniguchi S., Yoshikawa N., Takahachi K. Application of EMP to the separation of inclusion particles from liquid metal. Proc. of the Joint 15th Riga and 6th PAMIR Intern. conf. "Fundamental and Applied MHD" (Riga, June 27–July 1, 2005). Riga, 2005. P. 55–63.
14. Higuchi M., Ambai H., Shimasaki S. et al. Electromagnetic separation of inclusions from molten copper by alternating electromagnetic field. Proc. of the 6th Intern. conf. on Electromagnetic proc. of materials EMP 2009 (Oct. 19–23, 2009, Dresden, Germany). Dresden, 2010. P. 86–89.
15. Djurdjević M., Odanović Z., Pavlović-Krstić J. Melt quality control at aluminum casting plants. *MJoM*. 2010. Vol. 16 (1). P. 63–76.

Надійшла 03.02.2023



REFERENCES

1. Otsuka, R. (2003). Molten Metal Processing. Handbook of Aluminum, vol. 1.
2. Bathers, W., Yakovich, A., Ekabson, N., Majulis, I., Nake, B. (1994). Theoretical studies of the conditions for the occurrence of deposits in induction channel furnaces. *Magnetohydrodynamics*, vol. 30, no. 2, pp. 247–258 [in Russian].
3. Bezdeneznykh, I.S., Matygullina, E.V., Shumkov, A.A. (2020). The choice of unit cell for modeling the structure of the ceramic foam filter. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, vol. 22, no. 1, pp. 95–101, doi: <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2020.1.11> [in Russian].
4. A. s. 452604 USSR, M. Kl. C21c 7/00. Device for cleaning metal melts. G.A. Demin, N.P. Sabadyr, V.I. Korolev, E.I. Zaretsky; publ. 12/05/74. Bull. no. 45 [in Russian].
5. Fritsch, R., Kennedy, M.W., Akbarnejad, S., Aune, R.E. (2015). Effect of Electromagnetic Fields on the Priming of High Grade Ceramic Foam Filters (CFF) with Liquid Aluminum. In: Hyland M. (eds.) *Light Metals*. Springer, Cham., doi: https://doi.org/10.1007/978-3-319-48248-4_156
6. Zhang, Z.T., Guo, Q.T., Yu, F.Y., Li, J., Zhang, J., Li, T.J. (2009). Motion behavior of non-metallic particles under high frequency magnetic field. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 19, iss. 3, pp. 674–680, doi: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(08\)60332-5](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(08)60332-5)
7. Fikssen, V. (2022). Increasing the efficiency of refining and modification of aluminum alloys when using electromagnetic factors. *Magnetohydrodynamics*, vol. 58, iss. 1–2, pp. 151–156.
8. Bernd Friedrich. Understanding of Inclusions – Characterization, Interactions and Boundaries of Removability with Special Focus on Aluminum melts. Presentation Werkstoffwoche, Dresden 14.09.2015. URL: https://aluminium-guide.com/wp-content/uploads/2019/09/Understanding_of_Inclusions_Freidrich.pdf
9. Novikov, I.M., Gorn, R.K. (1989). MHD impact on non-metallic inclusions in channels MDN / Magnetodynamic installations for melting, processing and pouring cast alloys: Collection of scientific papers. AN Ukrainian SSR. Kyiv: Institute for Problems of Casting, pp. 19–28 [in Russian].
10. Povkh, I.L., Chekin, B.V. (1978). Magnetohydrodynamic separation. Kyiv: Naukova dumka, 148 p. [in Russian].
11. Shercliff, J. (1967). A textbook of magnetohydrodynamics. Moscow: Mir, 320 p. [in Russian].
12. Kirko, I.M. (1977). MHD-machine as a separator for non-conductive inclusions in liquid metal. Application of magnetohydrodynamics in metallurgy: Collection of articles. USSR Academy of Sciences – Ural Scientific Center. Sverdlovsk, pp. 3–15 [in Russian].
13. Taniguchi, S., Yoshikawa, N., Takahachi, K. (2005). Application of EMP to the separation of inclusion particles from liquid metal. Proc. of the Joint 15th Riga and 6th PAMIR Intern. conf. "Fundamental and Applied MHD" (Riga, June 27–July 1, 2005). Riga, pp. 55–63.

14. Higuchi, M., Ambai, H., Shimasaki, S. et al. (2010). Electromagnetic separation of inclusions from molten copper by alternating electromagnetic field. Proc. of the 6th Intern. conf. on Electromagnetic proc. of materials EMP 2009 (Oct. 19–23, 2009, Dresden, Germany). Dresden, pp. 86–89.
15. Djurdjević, M., Odanović, Z., Pavlović-Krstić, J. (2010). Melt quality control at aluminum casting plants. *MJoM*, vol. 16 (1), pp. 63–76.

Received 03.02.2023

Анотація

В.М. Фіксен¹, канд. техн. наук, пров. наук. співр., e-mail: vfixsen@i.ua
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
А.О. Горшков¹, наук. співр.
Л.М. Лакомська¹, гол. технолог
Д.С. Васильев², аспірант, e-mail: d0505909366@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0003-3660-1628>

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

²Національний університет «Одеська політехніка» (Одеса, Україна)

Передумови використання електромагнітних сил у технологіях рафінування алюмінієвих сплавів від неметалевих включень

У виробництві алюмінієвого лиття дуже актуальною є проблема видалення неметалевих включень (НВ). Сучасним ефективним способом рафінування алюмінієвих сплавів є фільтрування через пінокерамічні фільтри. Однак для затримання дрібних НВ їх можливості обмежені, оскільки розміри найменших комірок значно більші, ніж розміри НВ, які необхідно затримати. Затримання таких частинок відбувається внаслідок їхньої коагуляції та адгезії всередині фільтра. Для посилення ролі цих двох процесів необхідні додаткові впливи на розплав, що проходять через фільтр. Аналіз сучасних тенденцій показує, що в даний час найбільш перспективним є застосування електромагнітних факторів для створення в комірках фільтра фізичних умов, за яких істотно зростає роль коагуляції та адгезії. У статті описуються основні електромагнітні явища, при використанні яких поставлене завдання може бути вирішено та намічено конкретні шляхи створення технології сепарації НВ в алюмінієвих сплавах із застосуванням електромагнітних факторів. Основою електромагнітних впливів є взаємодія електричного струму з магнітним полем. Електричний струм може взаємодіяти як із власним, так і із зовнішнім магнітним полем. В обох випадках виникає сила Лоренца, що створює у рідкому металі градієнт тиску. Напрямок вектора цього градієнта можна вибрати довільно. В окремому випадку він може збігатися з напрямком гравітаційного градієнта або бути протилежним йому. На НВ, що знаходяться в порах фільтра, діятиме сила, протилежна напрямку вектора штучного градієнта тиску. Внаслідок дії цього фактора можна керувати напрямком руху НВ. Наприклад, якщо вектор градієнта тиску спрямований від стінок пор, то посилиться роль адгезії НВ до матеріалу фільтра, і створяться сприятливі умови для їхньої коагуляції. В результаті очікується підвищення ймовірності затримання НВ, розміри яких набагато менші, ніж розміри пор фільтра.

Ключові слова

Алюмінієві сплави, неметалеві включення, рафінування, електромагнітна сила, градієнт тиску, пінокерамічний фільтр, фільтрування, коагуляція, адгезія.

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 1 (332), 57-62

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.01.057>

УДК 621.74.045

О.Й. Шинський, д-р техн. наук, проф., зав. відділу, e-mail: aluprt@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0001-6200-0709>

І.А. Шалевська, д-р техн. наук, доц., заст. зав. відділу, e-mail: innashalevska@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-8410-7045>

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>

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

Комплектація цеху лиття металу за моделями, що газифікуються, сучасним 3D-технологічним обладнанням

Виконано короткий огляд типових планувань цехів лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ). За наведеними прикладами планувань цехів видно, що за комплектацією цех ЛГМ за разовими моделями є не складнішим за цехи лиття металу за постійними (дерев'яними чи металевими) моделями для випуску виливків як складної, так і простої геометрії. Традиційно цеху ЛГМ властивий модульний склад обладнання і можливість різних варіантів розташування деяких його дільниць, зокрема модельної та дільниці охолодження і очищення (регенерації) піску, які можуть розміщувати поза основним приміщенням ливарного цеху, що сприяє зниженню капіталоемності виробництва. План цеху ЛГМ рекомендовано доповнити, визначити на плані місця і вказати обладнання 3D-друку моделей. Розроблено спосіб лиття металу з газифікацією у ливарній формі друкованої моделі з попереднім зниженням маси цієї моделі шляхом фрезерування її серцевини. Варіант реалізації цього способу описано на прикладі моделі лопатки турбіни. Запропоновано комплектацію дільниці з парним застосуванням 3D-принтера і 3D-фрезера для виготовлення вакуумованих піщаних форм за друківаними і частково фрезерованими моделями, а також показано схеми автоматизованих дільниць з установками 3D-друку. ЛГМ-процес у формах з сухого піску за друківаними моделями значно вигідніше за лиття способом типу «QuickCast» за друківаними моделями, що випаляються в печах з оболонкових керамічних форм. Показано ескіз дільниці з парним застосуванням 3D-принтера і 3D-фрезера для виготовлення ливарних форм з сухого піску за друківаними полегшеними моделями, що газифікуються у таких ливарних формах. Застосування 3D-технологій зміцнить ланцюжок створення вартості ливарною промисловістю, забезпечить конкурентоспроможність ливарних матеріалів з адаптацією методів виробництва відповідно до замовлень і сприятиме цифровій інтелектуалізації обладнання та процесів.

Ключові слова: 3D-технології; 3D-друк; лиття за моделями, що газифікуються; вакуумно-плівкова формовка; разова модель; ливарний цех.

В сучасному світі триває гонка наукоємних технологій і освіти. В технології проникає цифровізація, що надає їм кіберфізичні риси згідно з прогнозованою Четвертою промисловою революцією «Індустрія 4.0», а для ливарного виробництва цифрову інтелектуалізацію обладнання та процесів часто називають «Foundry 4.0» [1]. Серед ливарних технологій ЛГМ – лиття металу за моделями, що газифікуються, чи не найбільш сприятлива до цифровізації та автоматизації виробництва технологія. Крім того, вона ще не вичерпала свого потенціалу до створення різновидів в плані підвищення гнучкості щодо випуску дрібносерійної, разової (зокрема кастомізованої) продукції (для швидкого реагування на потреби ринку), а

також в плані екологізації з наближенням до природо-подібних технологій, що не шкодять довкіллю.

Тема статті полягає в огляді планувань типових цехів ЛГМ і відображенні в плануванні цеху ЛГМ деяких нових технологічних рішень, зокрема, що відносяться до 3D-технологій. Також на наведених нижче прикладах видно, що за комплектацією цех ЛГМ за разовими моделями з пінополістиролу (ППС) є не складнішим за цехи лиття металу за постійними (дерев'яними чи металевими) моделями для випуску виливків як складної, так і простої геометрії. Традиційно цеху ЛГМ властивий модульний склад обладнання [2–4] і можливість різних варіантів розташування деяких його дільниць, зокрема модельної та дільниці охоло-

дження і очищення (регенерації) оборотного піску, які можуть розміщувати поза основним приміщенням ливарного цеху, що сприяє зниженню капіталоємності виробництва.

Одну з типових комплектацій передусім вітчизняним обладнанням цеху ЛГМ показано на рис. 1. Основне обладнання на плавильній, заливально-охолоджувальній і формувальній дільницях функціонує наступним чином. Замкнутий рольганговий конвеєр 3 з чотирма поворотними столами 1 транспортує контейнерні ливарні піщані форми 2. Вони заливуються металом від індукційних печей (не показані), що межують з плацом 4, або від печі 9. Печі та інше обладнання охолоджується водою з баку 5. Після охолодження виливків на конвеєрі 3 чи на плаці 4 їх вибивають з форм шляхом висипання сухого піску на решітці 6 з наступним поданням його пневмотранспортом за межі цеху на дільницю охолодження і складування піску (не показана), яка змонтована вздовж зовнішньої сторони стіни цеху та з якої оборотний пісок по похилому трубопроводу 7 засипають в контейнер з моделлю (що виготовлена з ППС) на формувальному вібростолі, який розташований під висипним отвором трубопроводу 7. При заливанні металу та протягом твердіння і охолодження виливків контейнерні піщані форми вакуумують за допомогою системи 8 з вакуумними насосами і обладнанням для очищення газів.

Таким чином, на рис. 1 показано приклад цеху ЛГМ, в капітальній споруді якого виконують операції формовки, плавки, заливки, охолодження і вибивки виливків та їх обрубку-очистки, дільницю регенерації сухого піску винесено на пристінну естакаду з зовнішньої сторони цеху за територію капітальної будови цеху, а модельну дільницю – до прибудованих приміщень другого і вище поверхів.

На другому прикладі показано схему ливарного цеху крупносерійного лиття на основі напівавтоматичної лінії ЛГМ (рис. 2) [5], що охоплює всі виробничі

дільниці, які розташовані на одному рівні. Докладно показано обладнання для виготовлення моделей.

Лінія ЛГМ (рис. 2) функціонує таким чином, що гранули полістиролу проходять установку-класифікатор 1, підспінювач 2, бункер для накопичення та витримки 3 і на автоматах 4 отримують спіканням гранул ППС деталі моделей, які комплектують на столі 5. Конвеєрами 6, 8, 10, 14, 17, 19 вантажі рухаються по цеху. Модельні блоки склеюють на напівавтоматах 7 та автоматах 9, потім ці блоки фарбують в камері 11 та сушать в камері 12. Маніпуляторами перевантажують: 13 – моделі, 20 – форми при вибивці виливків, 21 – виливки на очистку-обрубку. На формувальних столах 15 виготовляють ливарні форми, для чого подають пісок з лінії 18, на якій його охолоджують і очищують.

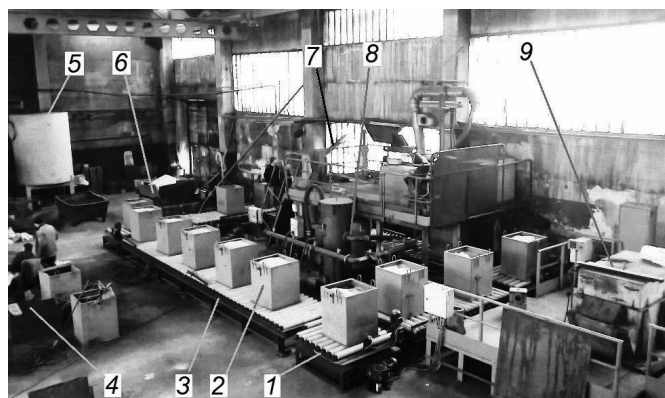


Рис. 1. Дослідно-промисловий цех ЛГМ Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України (ФТІМС НАН України): 1 – поворотний стіл рольгангу; 2 – контейнерна ливарна форма; 3 – ділянка конвеєра для заливання форм і охолодження виливків; 4 – плац для заливання форм поруч з індукційними печами; 5 – бак для оборотної води; 6 – висипна решітка; 7 – трубопровід подачі піску на формовку; 8 – система очищення газів з вакуумними насосами; 9 – плавильно-роздаткова піч для алюмінієвих сплавів

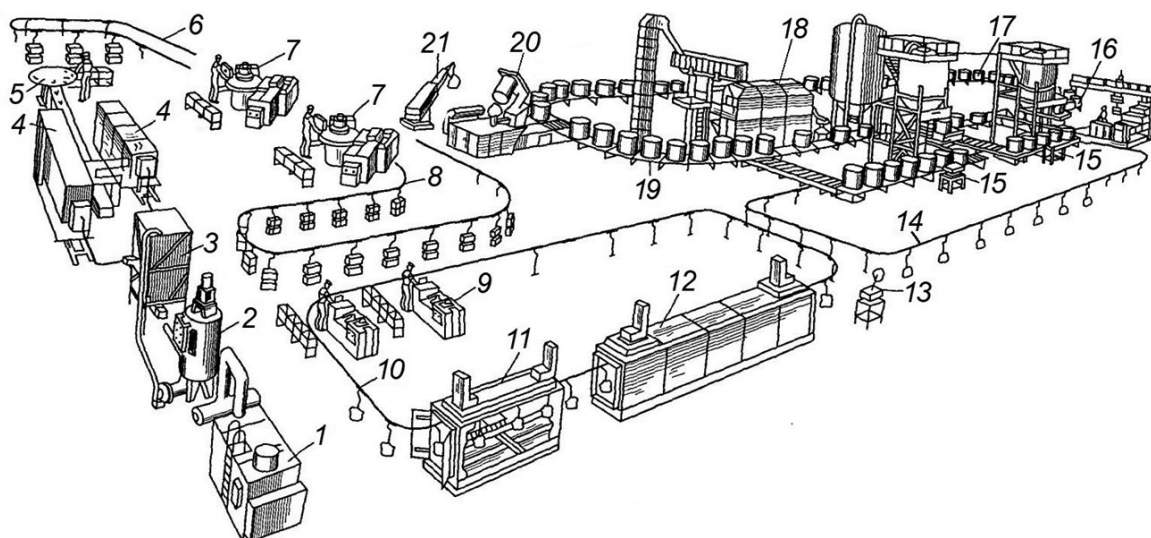


Рис. 2. Схема напівавтоматичної лінії ЛГМ: 1 – установка-класифікатор гранул полістиролу; 2 – підспінювач; 3 – бункер для витримки гранул ППС; 4 – автомат-спінювачі; 5 – стіл комплектації; 6, 8, 10, 14, 17, 19 – конвеєри; 7 – напівавтомати склеювання модельних блоків; 9 – автомат складання моделей у блоки; 11 – камера фарбування моделей; 12 – камера сушіння моделей; 13, 20, 21 – маніпулятори; 15 – формувальні столи; 16 – дільниця заливання; 18 – лінія охолодження піску



Рис. 3. Схема комплектації основним обладнанням модельної дільниці для ЛГМ: 1 – установка для підспіювання гранульованого полістиролу, що має 2 – водно-парову ванну і 3 – автоклав; 4 – накопичувальні бункери; 5 – стенд для складання-розкладання прес-форм; 6 – пристрій для задування ППС в 7 – прес-форми; 8 – автоклав; 9 – ванна з холодною водою; 10 – модель; 11 – стелаж; 12 – стіл; 13 – пристрій для фарбування; 14 – сушильна камера; 15 – універсальний складальний стенд; 16 – 3D-фрезер; 17 – складальний стенд; 18 – 3D-принтер

Докладніше розглянемо схему комплектації основним обладнанням модельної дільниці (рис. 3) [2, 4] для дрібносерійного виготовлення виливків в цехах ЛГМ такого типу, як показано на рис. 1.

Модельна дільниця (рис. 3) [2, 4] комплектується таким чином. До неї входить установка для підспіювання гранульованого полістиролу 1, яка містить герметичну воднопарову ванну 2 з вентилятором та автоклавом 3. Підспінені гранули ППС подають в накопичувальні бункери 4, в яких проходить сушіння і активація ППС протягом 12...24 годин. Після вилежування ППС подається на стенд 5 для складання-розкладання прес-форм, на якому пристроєм 6 виконується задування ППС в порожнину прес-форми 7, котре з ППС далі поміщається в камеру автоклава 8, де ППС спікається в середовищі перегрітого пару. Після спікання ППС прес-форма 7 з моделлю (піномоделлю) всередині поміщається в ванну 9 з холодною проточною водою, а після охолодження прес-форму 7 розбирають і видаляють з неї готову модель 10. Такі моделі 10 розміщують на стелажі 11, де проходить їх сушіння та вилежування, після чого на столах 12 вирізають ливникові системи, монтують їх з дрібними моделями чи прикладають до крупних і пристроєм 13 моделі 10 фарбують протипригарним покриттям. Після стікання надлишку цього покриття з моделей 10 їх сушать в сушильних камерах 14. Для виготовлення одинарних, фігурних, унікальних моделей та елементів ливникових систем, склеювання моделей з ливниковою системою призначені універсальний складальний стенд 15 та трикоординатний (3D) фрезерний верстат 16 з програмним управлінням. В схемі обладнання цеху чи комплексу ЛГМ [2], зокрема щодо планування модельної дільниці (рис. 3), нами виконано деяке осучаснення з огляду впровадження у виробничу практику 3D-технологій. Додатково запропоновано встановлення 3D-принтера 18 для адитивного виготовлення полімерних моделей чи їх деталей і складання їх на стенді 17.

Для моделей складного профілю (типу лопаток турбін), які можна друкувати з двох половинок, розроблено новий спосіб виготовлення моделей для ЛГМ, як вирішення задачі отримання друкованої моделі мінімальної маси, за вагою на одиницю об'єму, що наближається чи не перевершує типові моделі з ППС [6]. Технічне рішення полягає в наступному [7]. На 3D-принтері друкують половину моделі лопатки

(в повздовжньому розрізі) з гладкою (вищої чистоти, ніж для моделі з ППС) поверхнею. Якщо видалити з пів-моделі характерні для 3D-друку внутрішні підпірки (серцевину, каркас), то оболонка може покоробитись при виготовленні піщаної форми, що дасть брак литва. Тому друковану пів-модель пропонується формувати на модельній плиті сухим піском за методом вакуумно-плівкової формовки (ВПФ) в рамковій опці з фільтрами для вакуумування. Перед формовкою поверхню моделі фарбують покриттям, що швидко сохне. Так отримують півформу (з пів-моделлю), плоскі піщані лад і контрлад якої покриті синтетичною плівкою.

В лабораторному варіанті підпірки оболонки моделі з невисокою точністю можна видалити за допомогою фрези діаметром 8–10 мм, наприклад, вставленої в цанговий затиск ручного компактного електрогравера, або це виконати нагрітим лезом електропаяльника чи термоножа. В промисловому варіанті пропонується перенести (на плиті) півформу на стіл 3D-фрезера з відповідним позиціонуванням і закріпленням півформи до його стола, підключити до неї вакуум і видалити підпірки (серцевину) моделі фрезою 3D-фрезера за комп'ютерною програмою, аналогічною для 3D-принтера, що друкував цю пів-модель. При цьому обробкою на 3D-фрезері можна отримати оболонку моделі (тонше 1,0–1,5 мм), функція якої полягає в герметизації вакуумованої форми (подібно плівці). Отримання тонкої оболонкової моделі малої маси зменшило б відомі раніше перешкоди застосування друкованих моделей для ЛГМ – високі зольність і газотвірність від цільної друкованої моделі [6] і відкрило шлях 3D-друку моделей для ЛГМ.

Переносити з місця формовки до 3D-фрезера і на інші відстані на плиті півформи ладом доверху слід плавно з вакуумуванням від акумуляторного насоса типу пілососа, рівня вакууму якого достатньо для утримання непорушним пісок півформи з пів-моделлю. А при 3D-друку моделей розплав філаменту можна наносити на полотно синтетичної плівки, яка герметично склеювалась би з друкованою моделлю, а потім покривала б лад піщаної півформи. По суті, описаний спосіб є перетворення ЛГМ у ВПФ у такій послідовності: формовка – ВПФ по разовій пластиковій пів-моделі; вакуумування; видалення серцевини – отримання оболонки, яка покриває робочу (ливарну) порожнину півформи. Збирання форми з двох аналогічно виготовлених півформ (до-

датково виконавши ливниково-живильну систему, зокрема за моделями з ППС) дасть отримання форми методом ВПФ з робочою порожниною, облицьованою оболонками пів-моделей, що міцно присмоктані до піску вакуумованої форми. Скріплений за допомогою вакууму пісок для оболонок моделі стає несучою непорушною опорою, яку раніше виконували для них видалені 3D-фрезером серцевини, що при формовці опирались на модельну плиту.

Виливки за такою друкованою моделлю в формі з сухого піску є значно дешевшими за застосовуваний за кордоном процес типу «QuickCast» за друкованими моделями, що випаляються в печах з багатшарових керамічних форм, які виготовляють подібно до лиття за моделями, що витоплюються. Технологія QuickCast запатентована компанією 3D Systems (<https://www.3dsystems.com>) і полягає у створенні на поверхні друкованої моделі багатшарової оболонкової форми, що повинна пройти процес кількаразового сушіння нанесених прошарків і прожарювання без утворення тріщин [8]. Виготовлення оболонкової форми триває близько кількох днів з застосуванням спеціальних недорогих матеріалів і ступінчастих режимів нагрівання.

Таким чином, розроблено спосіб ВПФ за друкованою разовою моделлю, яку «перетворюють» в оболонкову і товщиною якої регулюють кількість газів при ЛГМ. Також наявністю для ВПФ випорів можливо регулювання виводу надлишків газу за межі форми (чи притоку газу) крізь них при газифікації металом оболонкової моделі [7].

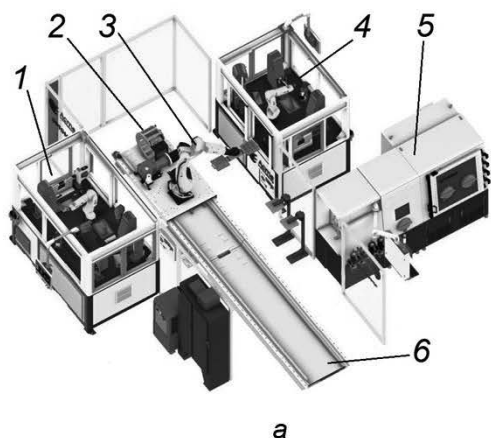
Для способу «3D-друк-фрез ВПФ» запропоновано варіант дільниці парного застосування 3D-принтера і 3D-фрезера (рис. 4, а).

За аналог ескізної пропозиції (рис. 4, а) взято зображення дільниці компанії Optomes Inc. для автоматизованого ремонту лопаток турбін [9], де в одній камері виконують 3D-наплавку лопаток, в другій – їх фінішну обробку, а між ними функціонує автоматизована вантажна транспортна платформа. В нашому проєкті у камері 1 (рис. 4, а) пропонується виконання

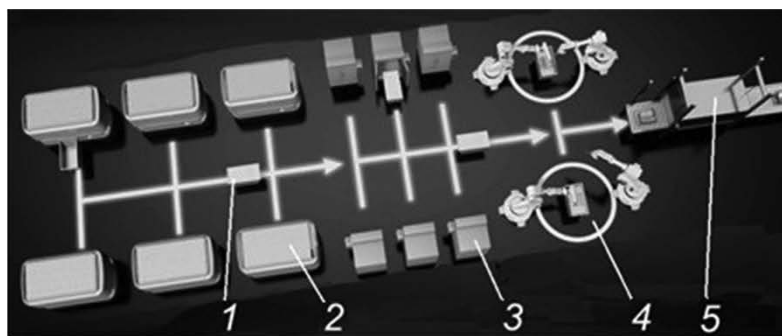
3D-друку пів-моделі і по ній виготовлення методом ВПФ півформи (включно з елементами ливникової системи), яку вакуумують насосом 2 і передають маніпулятором 3 (на рухомій платформі) до камери 4, де фрезерують серцевину моделі, що заформована в півформі, яку вакуумують зі стаціонарної вакуумної станції 5, та з неї ж розводять трубопроводом вакуум по обом камерам. З камери 4 півформу передають маніпулятором 3 по колії 6 на формувальну дільницю для збирання форм і наступним заливанням їх металом як у цеху типу (рис. 1) чи на традиційних дільницях ВПФ. Якщо до камери 1 додатково підвести подачу сухого піску для формовки півформ, аналогічно, наприклад, як це виконано трубопроводом 7 (рис. 1) і встановити формувальний стіл, то отримаємо можливість виготовлення півформ способом ВПФ.

Все більше компаній світу, що користуються 3D-друком, планують створення автоматизованих дільниць на його основі. Прикладом є показана на сайті компанії ExOne (www.exone.com) схема автоматизованої дільниці 3D-друку (рис. 4, б) з застосуванням автоматично рухомих транспортних засобів 1, які транспортують друковані вироби по всьому технологічному шляху: від установок друку 2 до печей 3 (для спікання металовиробів або сушки ливарних форм) та роботів 4 складання, а також до печей 5 остаточного спікання чи синтезування (якщо це готові металеві чи композитні вироби), або до видачі зібраних форм на ливарну дільницю (якщо це піщані друковані ливарні форми для заливання в їх розплавом металу). Останні приклади (рис. 4) показують варіанти проєктування автоматизованих дільниць з 3D-технологіями як для друку разових полімерних моделей, так і для друку ливарних піщаних форм зі зв'язувальним компонентом з наступним їх застосуванням для лиття металу. Поширення автоматизованих дільниць з 3D-технологіями прогнозується для ливарного виробництва в майбутньому, що відобразиться в проєктах ливарних цехів.

Швидкий 3D-друк моделей і отримання по них металевих виливків методом ЛГМ з притаманної цій



а



б

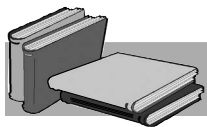
Рис. 4. Ескіз дільниці для 3D-друку моделей і видалення «надлишків» друку – а: 1 – камера для 3D-друку пів-моделі і виготовлення по ній півформи; 2 – вакуумний насос; 3 – маніпулятор; 4 – камера для фрезерування моделі; 5 – вакуумна станція; 6 – колія; а також схема автоматизованої дільниці 3D-друку компанії ExOne – б: 1 – транспортні засоби; 2 – установка друку; 3 – піч; 4 – робот для складання; 5 – піч фінальна

технології досить короткотривалої операції формовки в сипкому піску наближає ливарне виробництво до принципу «лиття металовиробу як послуга». На сайтах окремих компаній замовник вже може розмістити онлайн зображення свого металовиробу, а комп'ютерна програма в демонстраційному режимі може показати оптимізовані варіанти конструкції виливка, рекомендації по матеріалу, витратам, часу виготовлення залежно від серійності.

Висновки

В результаті аналізу планувань цехів ЛГМ запропоновано їх проєкти доповнювати обладнанням 3D-друку моделей. Це прискорить і зміцнить ланцюжок створення вартості ливарною промисловістю, за-

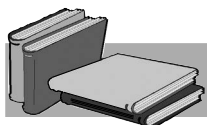
безпечить конкурентоспроможність ливарних матеріалів з адаптацією методів виробництва відповідно до замовлень і сприятиме цифровій інтелектуалізації обладнання та процесів. Створений спосіб «полегшення» газифікації у ливарній формі друкованої полімерної моделі зі зменшенням її маси шляхом видалення її серцевини за допомогою 3D-фрезера сприятиме застосуванню ЛГМ у формах з сухого піску за друкованими моделями, що значно вигідніше за лиття способом типу «QuickCast» за друкованими моделями, що випаляються в печах з оболонкових керамічних форм. Показано ескізний варіант дільниці з парним застосуванням 3D-принтера і 3D-фрезера для виготовлення вакуумованих ливарних форм з сухого піску за друкованими і фрезерованими моделями, що газифікуються у таких ливарних формах.



ЛІТЕРАТУРА

1. Foundry 4.0 Using FRP-Driving the Digital Transformation. *Foundry Review*. 2017. No. 7. P. 4–5.
2. Ливарний комплекс для виготовлення виливків за моделями, що газифікуються: пат. 45814 Україна. МПК B22D 27/00, B22D 47/00. Опубл. 25.11.2009. Бюл. № 22.
3. Бердыев К.Х., Дорошенко В.С., Шинский И.О. Структура цеха литья по газифицируемым моделям и особенности его проектирования. *Металл и литье Украины*. 2010. № 4. С. 8–16.
4. Ливарний комплекс для виготовлення виливків з високоміцного чавуну у ливарних контейнерах з сипким піском: пат. 140588 Україна. МПК B22D 7/00, B22D 47/00. Опубл. 10.03.2020. Бюл. № 5.
5. Гини Э.Ч., Зарубин А.М., Рыбкин В.А. Технология литейного производства: Специальные виды литья; под ред. В.А. Рыбкина. Москва: Изд. центр «Академия», 2007. 352 с.
6. Шинський О.Й., Михнян О.В., Нейма О.В., Дорошенко В.С. Адаптація процесу адитивного виготовлення моделей для газифікації їх в піщаній формі при заливанні металу, а також для утилізації відходів пінополістиролу. *Процеси лиття*. 2022. № 4. С. 42–50. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2022.04.042>
7. Дорошенко В.С. Михнян О.В., Калужний П.Б., Нейма О.В. Методи поєднання вакуумно-плівкової формовки з литтям за друкованими моделями, що газифікуються. *Процеси лиття*. 2022. № 3. С. 27–33. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2022.03.027>
8. 3D Printing for Investment Casting. URL: <https://www.uniontech3d.com/3d-printing-investment-casting.html>
9. Optomec and Acme Manufacturing Showcase the Industry's First Fully Automated Work Cell for the Additive Repair of Turbine Parts. Sept. 15th, 2022. URL: <http://optomec.com/press-coverage/>

Надійшла 31.01.2023



REFERENCES

1. Foundry 4.0 Using FRP-Driving the Digital Transformation. *Foundry Review*. 2017, no. 7, pp. 4–5.
2. Pat. 45814 UA, IPC B22D 27/00, B22D 47/00, Foundry facility for producing castings by Lost Foam Casting, Shynskiy, I.O., Shynskiy, O.Y., Karychkovskiy, P.M., Boliukh, V.A. Publ. 25.11.2009. Bul. No. 22 [in Ukrainian].
3. Berdyev, K.Kh., Doroshenko, V.S., Shynskiy, I.O. (2010). The structure of the casting shop for gasified models and the features of its design. *Metal and Casting of Ukraine*, no. 4, pp. 8–16 [in Russian].
4. Pat. 140588 UA, IPC B22D 7/00, B22D 47/00, Foundry complex for the production of castings from high-strength cast iron in foundry containers with loose sand, Doroshenko, V.S., Shynskiy, V.O., Publ. 10.03.2020. Bul. No. 5 [in Ukrainian].
5. Gini, E.Ch., Zarubin, A.M., Rybkin, V.A. (2007). Technology of foundry production: Special types of casting. Ed. by Rybkin V.A. Moscow: Publ. center "Academy", 352 p. [in Russian].

6. Shynskyi, O.Y., Mikhnyan, O.V., Neima, O.V., Doroshenko, V.S. (2022). Adaptation of the process of additive production of patterns for their gasification in sand form during metal pouring, as well as for the disposal of polystyrene foam waste. *Casting processes*, no. 4, pp. 42–50, doi: <https://doi.org/10.15407/plit2022.04.042> [in Ukrainian].
7. Doroshenko, V.S., Mikhnyan, O.V., Kaliuzhnyi, P.B., Neima, O.V. (2022). Methods of combining v-process with Lost Foam Casting process on gasified printed patterns. *Casting processes*, no. 3, pp. 27–33, doi: <https://doi.org/10.15407/plit2022.03.027> [in Ukrainian].
8. 3D Printing for Investment Casting. URL: <https://www.uniontech3d.com/3d-printing-investment-casting.html>
9. Optomec and Acme Manufacturing Showcase the Industry's First Fully Automated Work Cell for the Additive Repair of Turbine Parts. Sept. 15th, 2022. URL: <http://optomec.com/press-coverage/>

Received 31.01.2023

Summary

O.Y. Shinsky, Dr. Sci. (Engin.), Professor, Head of the Department,
e-mail: aluprt@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0001-6200-0709>

I.A. Shalevska, Dr. Sci. (Engin.), Docent, Deputy Head of Department,
e-mail: innashalevska@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-8410-7045>

V.S. Doroshenko, Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Leading
Researcher, e-mail: doro55v@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-0070-5663>

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

Complete set with modern 3D technological equipment of the foundry using the Lost Foam Casting process

A brief overview of typical layouts of Lost Foam Casting (LFC) foundries was made. According to the given examples of shop layouts, it can be seen that in terms of equipment, the LFS shop based on one-off patterns is no more complex than metal casting shops based on permanent (wooden or metal) patterns for the production of castings of both complex and simple geometry. Traditionally, the LFC shop is characterized by a modular composition of equipment and the possibility of various options for the location of some of its sections, in particular, the pattern section and the sand cooling and cleaning (regeneration) section, which can be located outside the main premises of the foundry shop, which contributes to reducing the capital intensity of production. It is recommended to supplement the plan of the LFC workshop, to determine the locations on the plan and to indicate the equipment for 3D printing of patterns. A method of metal casting with gasification in a foundry mold of a printed pattern with preliminary weight reduction of this pattern by milling its core has been developed. The implementation option of this method is described on the example of a pattern of a turbine blade. It is proposed to equip the station with the combined use of a 3D printer and a 3D milling machine for the manufacture of vacuum sand molds according to printed and partially milled patterns, and it is also shown the schemes of automated stations with 3D printing installations. The LFC process in dry-sand molds from printed patterns is significantly more profitable than QuickCast-type casting from printed patterns fired in kilns from shell ceramic molds. A sketch of the site with the combined use of a 3D printer and a 3D milling machine for the manufacture of dry sand casting molds based on printed lightweight gasified patterns in such casting molds is shown. The application of 3D technologies will strengthen the value chain of the foundry industry, ensure the competitiveness of foundry materials with the adaptation of production methods according to orders, and contribute to the digital intellectualization of equipment and processes.

Keywords

3D technologies; 3D printing; Lost Foam Casting; metal casting according to gasified patterns; vacuum film molding; disposable pattern; foundry.

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 1 (332), 63-68

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.01.063>

УДК 621.745.55

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>

Є.С. Попов², директор, e-mail: espgenie@gmail.com

С.І. Клименко¹, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: ukrdeplit15@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-2431-451X>

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

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

²ТОВ «М-ЛИТ» (Нікополь, Україна)

Задачі ливарних підприємств у відновленні інфраструктури України

Проаналізовано задачі металургійних, машинобудівних і ливарних підприємств у вирішенні проблеми відновлення інфраструктури України у воєнний та повоєнний періоди і шляхи її вирішення. У 2023 і наступних роках тільки для відновлення пошкоджених водопровідних мереж в Україні буде потрібно щорічно більше ніж 150 тис. тонн литва (запірної арматури (засувки), водоприймальних решіток, каналізаційних та інших дорожніх люків тощо). Показано, що у зв'язку із зменшенням виробництва сталі і металопрокату на металургійних комбінатах в Україні значно підвищилася роль автономних ливарних підприємств і ливарних цехів у складі машинобудівельних заводів. Оцінено виробничі потужності, техніко-економічний стан ливарної галузі і перспективи розширення випуску і удосконалення продукції, призначеної для відновлення інфраструктури України. Акцентовано увагу на необхідності посилення конкурентоспроможності українських ливарних підприємств. Першочерговим завданням у вирішенні задачі забезпечення потреб держави в ливарній продукції, необхідній для відновлення інфраструктури, є захист внутрішнього ринку від експансії низькоякісного імпорту. Розглянуто сировинну базу металургійної промисловості України в цілому і окремо ливарного виробництва. Проаналізовано потребу металургії в металобрухті, а також можливості заготівлі, постачання на внутрішній ринок й на експорт цієї сировини. Виробництво у 2022 році сталі в Україні склало приблизно 6,5 млн т. Прогнози щодо обсягів виробництва сталі в Україні у 2023 році різняться. За оцінками брухтозаготівельних організацій виплавка чавуну і сталі у 2023 році прогнозується на рівні ~ 4 млн т. Дефіциту металобрухту для виробництва в такому обсязі чавуну і сталі не очікується. Акцентовано увагу на можливостях збільшення обсягів заготівлі і переробки військового металобрухту з високолегованих сталей, технологія переплаву якого при виробництві чавунного литва потребує корекції. Запропоновано технічні рішення і пропозиції щодо адаптації виробничих умов і технології ливарного виробництва до використання легованого металобрухту при виплавленні зокрема синтетичного чавуну в індукційних тигельних печах.

Ключові слова: ливарне виробництво, обладнання, модернізація, металобрухт, чавун, технологія, продукція для відновлення інфраструктури, трубопровідна арматура, удосконалення.

Однією з ключових проблем України у воєнний та повоєнний періоди є відновлення промислового потенціалу та інфраструктури України. Можливості металургії у вирішенні цієї проблеми в останні роки суттєво знизилися у загальному обсязі, порівняно з тим, що були п'ять-десять років тому [1–2]. Ливарне виробництво, яке можна вважати підгалуззю металургії, зазнало менших втрат і потребує менших зусиль для забезпечення стабільності його функціонування. У 2022 році виробництво сталі, металопрокату, іншої

металопродукції на великих металургійних комбінатах склало приблизно 6,5 млн т. За прогнозами Об'єднання «Укрметалургпром» у 2023 році очікується збільшення виробництва сталі. За оцінками Української асоціації вторинних металів та ресурсів (УА Вторметресурс) і виробництво сталі у 2023 році може становити ~ 4 млн т. Роль ливарних підприємств у забезпеченні держави металопродукцією, необхідною для відновлення інфраструктури, посилюється. За орієнтовними даними у 2023 та наступних роках тільки для відновлення

пошкоджених водопровідних і водовідвідних мереж в Україні потрібно щорічно не менше ніж по 150 тис. т запірної арматури (чавунних засувок), каналізаційних люків тощо, тобто продукції ливарних підприємств.

Сировиною для виробництва сталі на електрометалургійних заводах, виплавлення чавуну і виготовлення литва на ливарних підприємствах є металобрухт. Відповідно питання забезпечення брухтом металургійних, ливарних та машинобудівних підприємств потребує підвищеної уваги, включаючи перш за все розрахунки балансу цієї сировини.

При прогнозуванні виробництва сталі у 2023 році слід мати на увазі, що на виробництво сталі у 2022 році суттєво вплинули обсяги її виплавлення у довоєнний період. За інформацією Української асоціації вторинних металів (УАВтормет) у 2022 році на металургійні заводи було поставлено приблизно 850–870 тис. т металобрухту. Витрати металобрухту на виробництво ~ 6,35 млн т сталі склали ~ 13,4 %, при тому що у попередні роки за наявної структури гірничо-металургійного комплексу України витрати привезеного металобрухту на одну тону сталі складали приблизно 12 % [3–4]. Обсяг металобрухту, який використовують для переробки у чавун та сталь при виробництві ливарної продукції, складає (130–160) % відносно обсягу готового литва. При максимальному завантаженні ливарних підприємств обсяг виготовлення продукції для відновлення інфраструктури України може становити більше 1 млн т/рік. Відповідно потреба в металобрухті складе близько 1,5 млн т. Обсяги виробництва литва у 2023 році можуть становити 500–700 тис. т, що потребує орієнтовно (700–950) тис. т металобрухту.

За даними Об'єднання «Укрметалургпром» виробництво сталі на довоєнному рівні у 2019–2021 роках складало по ~ (20,6–21,3) млн т/рік. Для забезпечення виробництва такого обсягу сталі металурги витрачали щорічно ~ (2,9–3,3) млн т привізного металобрухту. При цьому зазначимо, що в останні передвоєнні роки щорічно більше 1 млн т зібраного в Україні металобрухту було незатребуваним. Українські металургійні заводи та комбінати були не в змозі його переробити. Експорт українського металобрухту до країн Європейського Союзу майже не відбувався внаслідок ускладнення процедури митного оформлення. А експорт до інших країн, перш за все до Туреччини, заблоковано експортним митом у розмірі 180 євро/т. Не виключено, що і в 2023 році на ринку вторинної сировини виникне профіцит заготовленого металобрухту.

За даними Української асоціації вторинних металів та ресурсів (УА Вторметресурс) потенціал заготівлі металобрухту в Україні у 2023 році складе приблизно 1,9 млн т, постачання металобрухту на металургійні заводи буде ~ 530 тис. т, профіцит металобрухту (нерозподілений надлишок) – на рівні ~ 1,35 млн т. Зазначені цифри є орієнтовними. Але вони дозволяють оцінити можливості виробництва металургійними і ливарними заводами продукції для відновлення інфраструктури України.

Об'єднання «Укрметалургпром» вважає за недоцільне формування будь-якого балансу споживання

металобрухту й тим більше недоцільне поновлення експорту металобрухту. «Укрметалургпром» обґрунтовує свою позицію необхідністю дбати про забезпечення та ефективне функціонування промислового комплексу України і очікування збільшення споживання продукції металургійних підприємств при відновленні зруйнованої інфраструктури України. Важко погодитися з висновком, що формування балансу заготівлі і споживання металобрухту в Україні внаслідок невизначеності обсягів виплавки сталі в державі у 2023 році є недоцільним. В будь-якому разі такі розрахунки є і доцільними, й необхідними. Нехтування плануванням заготівлі, внутрішнього споживання і експорту сировини призводить до помилок у промисловій політиці держави [5]. В цей час, як ніколи, необхідно мати державне бачення розвитку промисловості в Україні: машинобудування, металургії, залізничного транспорту, оборонного комплексу тощо. Знаючи плани розвитку промисловості, можна прораховувати брухтоутворення та споживання брухту в Україні. Різницю розглядати як експортний потенціал металобрухту.

Шихта для виплавлення чавуну в ливарних цехах, як і шихта для виплавлення сталі в електроплавильних заводах, складається з металобрухту, феросплавів, карбюризаторів тощо [6]. Технологія формування шихти постійно удосконалюється. Нині при розрахунках шихти для виплавлення чавуну використовують не тільки опосереднені дані хімічного складу її компонентів, а намагаються враховувати в них навіть дисперсії вмісту хімічних елементів. Приклад такого підходу запропонований у статті [7].

Чавунний та сталевий брухт, відходи чорних металів поділяють за вмістом вуглецю, наявністю в його складі елементів для легування, за показниками якості тощо. В ДСТУ 4121–2002 «Метали чорні вторинні. Загальні технічні умови» наведено класифікацію металобрухту, його характеристики, показники якості металобрухту з легованих сталей та сплавів за підвидами тощо. Нині впроваджено редакцію нового ДСТУ 4121–2022, який прийде на заміну ДСТУ 4121–2002. У новій редакції цей стандарт є прогресивнішим у частині застосування домовленостей між споживачами та постачальниками металобрухту за низкою позицій. Не вдаючись до деталізації всіх нюансів можливих типів, категорій, класів, груп металобрухту, зосередимо увагу на використанні військового металобрухту для виготовлення литва, призначеного для відновлення інфраструктури в Україні.

Українська асоціація вторинних металів (УАВтормет) оцінювала у 2022 році обсяги військового металобрухту в Україні на рівні 18–20 тис. т. Слід очікувати, що обсяги такого брухту будуть збільшуватися. Потрібно погодитися й з висновками цієї Асоціації, що найпоширенішим є металобрухт, утворений в результаті утилізації броньованої техніки і який складається на 75–80 % з високолегованих сталей. Переробка такого брухту має певну специфіку і складнощі. Але використовувати військовий металобрухт на ливарних заводах у якості шихти для виробництва литва, призначеного для відновлення інфраструктури держави

у воєнний та повоєнний періоди, можна і необхідно. Для впровадження у промисловості відповідної технології потрібно розробити і реалізувати ефективні технічні рішення. Найбільш придатним для переробки на ливарних підприємствах є металобрухт, утворений утилізацією автомобільного транспорту. Як відомо [8], кузовні деталі автомобілів виготовляють з низьковуглецевої штабової сталі, яка найкраще підходить для виплавлення синтетичного чавуну в індукційних тигельних печах.

До складу шихти для виплавлення чавуну, призначеного для виготовлення литва, необхідного при відновленні інфраструктури України, входять також феросплави та карбюризатори. В якості карбюризаторів, що містять вуглець і використовуються при виплавці чавуну в індукційних і дугових печах, найчастіше застосовують бій відпрацьованих електродів. При виготовленні на ливарних заводах трубопровідної арматури, хімічний склад чавуну регулюють найчастіше за допомогою феромарганцю і феросиліцію. Україна має розвинуту феросплавну промисловість, яка спроможна забезпечити потреби металургійного і ливарного виробництва держави у різних феросплавах. Проблема полягає лише в тому, що феромарганець і феросиліцій мають значну нестабільність вмісту марганцю і кремнію у своєму складі. Але вже розроблені технології, які дозволяють враховувати нестабільність хімічного складу феросплавів безпосередньо в процесі плавки чавуну [9]. Військовий металобрухт відповідно до ДСТУ 4121–2022 зазвичай складається зі сталей і чавунів, легованих хромом, нікелем, титаном, ніобієм, молібденом, ванадієм, бором, іншими вартісними елементами. Вочевидь, що з такого металобрухту доцільно виплавляти чавуни і сталі для виготовлення виробів спецпризначення та військового призначення, які працюють в умовах високих температур, високих навантажень тощо. Переробка військового металобрухту у високотехнологічну ливарну продукцію потребує значних наукових вкладень, тому що розплав з такої сировини необхідно довести до потрібного хімічного складу і відповідних властивостей.

Визначна роль підприємств ливарної галузі при відновленні інфраструктури України полягає в тому, що ці підприємства можуть частково замінити металургійні заводи навіть в питаннях виготовлення арматури, двотаврів, швелерів, кутників, штабової сталі тощо при відносно незначних витратах на підготовку виробництва. При реалізації таких рішень необхідно орієнтуватися на ливарні заводи і цехи, які були модернізовані в останні роки [10–11]. Розглянемо конкретний приклад.

Наприкінці 2020 року на Нікопольському заводі трубопровідної арматури (торгівельна назва ТОВ «М-ЛИТ») введено в експлуатацію сучасне ливарне виробництво для виготовлення литва відповідального призначення, зокрема із синтетичного чавуну [11]. По суті виробництво продукції, необхідної для відновлення інфраструктури держави у воєнний та повоєнний періоди (засувок для трубопроводів, елементів для рухомого складу залізниці, спецвиробів для

оборонно-промислового комплексу (ОПК) тощо). Так званий «синтетичний» ливарний чавун виплавляють на цьому заводі в електричних індукційних тигельних печах зі сталюого металобрухту, додаючи у шихту спеціальні домішки-карбюризатори, феросплави тощо. Реалізована технологія забезпечує можливість отримання ливарного чавуну з мінімальним вмістом сірки та інших небажаних елементів у його хімічному складі.

Основою виробництва високоякісного ливарного чавуну на цьому [11] заводі є трьохтонна індукційна піч «Inductotherm» (Велика Британія, 2017 р.), друга черга передбачає спорудження ще однієї трьохтонної печі; спектральна лабораторія ARL 3460, «Thermo Fisher Scientific» (Швейцарія, 2017 р.); автоматична формувальна лінія «DISA MATCH 32x32» (Данія, 2017 р.), розмір кома 813 x 813 x 650 мм, продуктивність – до 100 форм на годину; автоматичний сумішоприготувальний комплекс «Eirich» (Німеччина, 2017 р.); стрижневі машини «Leampre» (Німеччина, 2016 р.), спосіб виготовлення Cold-box процес; ділянка великої формовки «OMEGA Foundry Machinery» (Велика Британія, 2016 р.); очисні дробометні камери і галтувальні барабани; піч для термічної обробки виливків; обладнання для виготовлення стрижневого і модельного оснащення HAAS (США, 2017 р.) тощо.

Можливості виробництва: виготовлення відливок складної конфігурації з чавуну різних марок (СЧ 20–35, ВЧ 40–50); виготовлення відливок вагою до 120 кг з максимальними габаритами 650 x 650 x 350 мм на автоматизованій лінії (АФЛ) та відливок до 3000 кг, розмірами 2000 x 1300 x 800 мм на ділянці крупного формування; виготовлення піщаних стрижнів для ливарного виробництва із застосуванням холоднотвердіючих сумішей і обладнання фірми «ОМЕГА»; проведення дробоструменевої обробки виливків; фарбування виробів. На підприємстві створено замкнутий цикл від проєктування відливок до виготовлення модельно-стрижневої оснастки. Тривалість циклу не довше 4–6 тижнів, залежно від складності литва, у той час як звичайно на цю технологічну операцію витрачається 3–4 місяці. Продукція заводу постачається не тільки на український, а й на європейські ринки.

Таким чином, в Україні є вітчизняні виробники ливарної продукції, які мають усі технічні можливості повністю закрити потреби в ній внутрішнього ринку у воєнний та повоєнний періоди. Нікопольський завод ТОВ «М-ЛИТ» – один із виробників чавунної трубопровідної арматури комунального та промислового призначення з повним виробничим циклом (чавунне литво, механічна обробка, зборка, фарбування, гідротехнічні випробування засувок). Завод спроможний повністю забезпечити попит України в трубопровідній арматурі відповідного сортаменту, необхідної для відновлення інфраструктури держави у воєнний та повоєнний періоди.

Проте слід звернути увагу, що в попередні роки значні обсяги трубопровідної арматури імпортувалися в Україну за демпінговими цінами, нижчими ніж собівартість виробництва зазначеної продукції на вітчизняних підприємствах. Відносно низька ціна

продукції закордонного походження обумовлюється суттєвою «економією» матеріалів та їх неналежним обробленням при виробництві. Фактична якість імпортової запірної трубопровідної арматури не відповідає вимогам діючих в Україні стандартів, не забезпечує необхідні експлуатаційні характеристики виробів. Через неякісну запірну арматуру, по-перше, можуть виникати аварії водопровідних мереж з усіма негативними наслідками, по-друге, скорочуються строки безаварійної експлуатації мереж.

Розглядаючи проблему відновлення інфраструктури держави у воєнний та повоєнний періоди за участі ливарних підприємств України додатково зазначимо наступне.

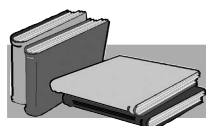
Обмеження для неякісної продукції, яка імпортується в Україну, нині відсутні. Україну заповнила трубопровідна арматура іноземного виробництва, яка надходить в Україну під власними брендами або під брендами українських комерційних структур (посередників). Головні недоліки імпортованих засувок полягають в тому, що маса (вага) імпортованих засувок значно менша, ніж засувок українського виробництва. Знижена товщина стінок у засувках імпортного походження суттєво погіршує їх міцність і тривалість експлуатації. Зменшення маси засувок задля економії металу призводить до невідповідності їх умовам експлуатації. Ущільнюючі елементи в засувках мають недостатню товщину латунного кільця або зовсім не мають латунного кільця. Його замінюють напильником тонкого шару з порошку бронзи чи латуні, що неприпустимо з точки зору надійності експлуатації та ремонтпридатності засувок. Латунні кільця складають до 20 % ціни засувок. Саме тому недобросовісні виробники намагаються шляхом відмови від латунних кілець знизити собівартість засувок і отримати на цьому прибуток, незважаючи на однозначне погіршення їх якості.

Аналіз ринку виробництва та попиту на запірну арматуру в Україні для ремонту та будівництва трубопроводів для вітчизняних комунальних і промислових об'єктів свідчить, що у цій сфері переважно використовуються імпортовані засувки, незважаючи на їх низьку якість. Причому, за орієнтовними оцінками, запірна арматура китайського виробництва складає ~ 30 % від загального обсягу, а частка запірної продукції українського виробництва не перевищує 10 %. Така структура споживання запірної арматури для потреб ремонту і будівництва трубопроводів вітчизняних комунальних та промислових об'єктів може призвести до повної технічної залежності українських споживачів від іноземних виробників цієї продукції, знизити надійність та строки експлуатації трубопроводів і підвищити їх аварійність. Викладена ситуація створює в державі значні труднощі для діяльності навіть сучасних ливарних підприємств в Україні і потребує не тільки державного реагування, враховуючи задачі ливарної галузі щодо відновлення інфраструктури держави, а й бажання керівників та власників підприємств створити необхідні нормативно-технічні умови (розробка ДСТУ та інших нормативних актів), які унеможливають просування неякісної імпорто-

ваної продукції на ринок України. Під час виконання робіт з відновлення інфраструктури у воєнний та повоєнний періоди в Україні необхідно запровадити надання пріоритету національним виробникам.

При вирішенні задач, пов'язаних з відновленням інфраструктури України у воєнний та повоєнний періоди, необхідно звернути увагу на проблемні питання, що ускладнюють участь українських ливарних підприємств у опрацюванні зазначених задач. Аналіз, виконаний Громадською спілкою «Всеукраїнська асоціація ливарників України», засвідчив, що певного удосконалення потребують, зокрема, технічні вимоги до люків каналізаційних систем. За результатами аналізу тендерних закупівель підприємствами Укрвододору, Водоканалу, Укртелекому люків для каналізаційних систем встановлено, що технічні вимоги для цієї продукції значно перевищують експлуатаційні характеристики, наведені в ДСТУ Б В2.5-2.6:2005 та наближені до міжнародного стандарту ГОСТ 3634-2019 «Люки смотровых колодцев. Технические условия», розробленого на основі оновленого європейського стандарту EN 124-2015. Зазначене створює перепони для участі українських ливарних підприємств у тендерах на постачання вказаної продукції та створює передумови масового використання виробів іноземного виробництва. Асоціація ливарників України пропонує розробити нові українські ТУ і ДСТУ «Люки оглядових колодязів і дощоприймачів зливостічних колодязів» та «Люки для кабельних колодязів телефонної каналізації». Нові різновиди люків та дощоприймачів розроблені Фізико-технологічним інститутом металів та сплавів (ФТІМС) НАН України разом з Асоціацією ливарників та ТОВ «АР.ЖДИ.СІ Україна». Вочевидь, що зазначені пропозиції і розробки потребують невідкладного опрацювання. Підкреслимо, що в цілому українські ливарні заводи при науково-технічній підтримці ФТІМС НАН України, який спеціалізується на такій тематиці, спроможні вирішити зазначені питання у проблемі відновлення інфраструктури України у воєнний та повоєнний періоди.

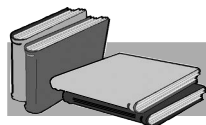
Автори висловлюють подяку доктору технічних наук, професору Шинському О.Й. і фахівцям асоціацій УАВтормет та УАВторметресурс за надані консультації, висловлені пропозиції і допомогу в підготовці даної статті.



ЛІТЕРАТУРА

1. Мазур В.Л. Возможности и перспективы развития металлургии Украины. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2016. № 1. С. 9–13.
2. Амоша А.И., Большаков В.И., Залознова Ю.С. и др. Украинская металлургия: современные вызовы и перспективы развития. Монография. Донецк: Институт экономики промышленности НАН Украины, 2013. 113 с.
3. Назюта Л.Ю. 1. Анализ сырьевой базы металлургического производства. Стратегия развития. 2. Ситуация на рынке металла и сырья для его производства. 3. Черная металлургия Украины. Сырьевые ресурсы и рентабельность производства. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2012. № 3. С. 141–148.
4. Мазур В.Л., Тимошенко М.В., Мазур С.В. Проблемы регулирования рынка лома черных металлов в Украине. *Экономика Украины*. 2014. № 11. С. 39–50.
5. Четырко М. Нужен ли Украине экспорт? Преднамеренно созданные преграды для его осуществления. URL: http://zik.ua/news/2018/10/19/chy_potriben_ukraini_eksport.shtuchni_pereshkody_dlya_yogo_zdiysnennya.1429891
6. Верховлюк А.М., Нарівський А.В., Могилатенко В.Г. Технології одержання металів та сплавів для ливарного виробництва. Київ: Видавничий дім «Вінніченко», 2016. 224 с.
7. Сіренко К.А. Розвиток методики визначення складу шихти для виплавлення чавуну в індукційних тигельних печах. *Метал та лиття України (Met. Lit'e Ukr.)*. 2022. Т. 30. № 2 (329). С. 20–29. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.02.020>
8. Беняковский М.А., Мазур В.Л., Мелешко В.И. Производство автомобильного листа. Москва: Металлургия, 1979. 256 с.
9. Сіренко К.А. Удосконалення технології коригування хімічного складу чавуну під час плавки в індукційних тигельних печах. *Процеси лиття*. 2022. № 1 (147). С. 3–10. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2022.01.003>
10. Тараканов А.К., Шатоха В.И., Иващенко В.П. Перспективы модернизации производства чугуна в Украине. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2015. № 5. С. 2–5.
11. 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.

Надійшла 24.02.2023



REFERENCES

1. Mazur, V.L. (2016). Opportunities and prospects for the development of metallurgy in Ukraine. *Metallurgical and mining industry*, no. 1, pp. 9–13 [in Russian].
2. Amosha, A.I., Bolshakov, V.I., Zaloznova, Yu.S. et al. (2013). Ukrainian metallurgy: modern challenges and development prospects. Monograph. Donetsk: Institute of Industrial Economics of the National Academy of Sciences of Ukraine, 113 p. [in Russian].
3. Naziuta, L.Yu. (2012). 1. Analysis of the raw material base of metallurgical production. Development strategy. 2. Situation in the market of metal and raw materials for its production. 3. Ferrous metallurgy of Ukraine. Raw materials and profitability of production. *Metallurgical and mining industry*, no. 3, pp. 141–148 [in Russian].
4. Mazur, V.L., Timoshenko, M.V., Mazur, S.V. (2014). Problems of regulation of the ferrous scrap market in Ukraine. *Economics of Ukraine*, no. 11, pp. 39–50 [in Russian].
5. Chetyrko, M. Does Ukraine need export? Intentionally created barriers to its implementation. URL: http://zik.ua/news/2018/10/19/chy_potriben_ukraini_eksport.shtuchni_pereshkody_dlya_yogo_zdiysnennya.1429891 [in Russian].
6. Verkhovlyuk, A.M., Narivskiy, A.V., Mohylatenko, V.G. (2016). Technologies for obtaining metals and alloys for foundry production. Kyiv: Vinichenko Publishing House, 224 p. [in Ukrainian].
7. Sirenko, K.A. (2022). Development of the method of determining the composition of the charge for smelting cast iron in induction crucible furnaces. *Met. lit'e Ukr.*, vol. 30, no. 2 (329), pp. 20–29, doi: <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.02.020> [in Ukrainian].
8. Benyakovsky, M.A., Mazur, V.L., Meleshko, V.I. (1979). Production of automobile sheet. Moscow: Metallurgiya, 256 p. [in Russian].
9. Sirenko, K.A. (2022). Improvement of technology of adjustment of chemical composition of iron during melting in crucible induction furnaces. *Processy lit'a*, no. 1 (147), pp. 3–10, doi: <https://doi.org/10.15407/plit2022.01.003> [in Ukrainian].
10. Tarakanov, A.K., Shatoxa, V.I., Ivashchenko, V.P. (2015). Prospects for the modernization of cast iron production in Ukraine. *Metallurgical and mining industry*, no. 5, pp. 2–5 [in Russian].
11. Popov, Ye.S., Mazur, V.L., Shinskyi, O.Y. (2021). Improvement of foundry production in Ukraine. Casting. Metallurgy, 2021. Materials of the XVII International Scientific and Practical Conference "Casting-2021". Zaporizhzhia, pp. 160–164 [in Ukrainian].

Received 24.02.2023

Summary

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>

Ye.S. Popov², Director, e-mail: espgenie@gmail.com

S.I. Klymenko¹, PhD (Engin.), Senior Researcher, e-mail: ukrdeplit15@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0002-2431-451X>

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

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

²*LLC "M-LIT" (Nikopol, Ukraine)*

Tasks of foundry enterprises in restoring the infrastructure of Ukraine

The tasks of metallurgical, machine-building and foundry enterprises in solving the problem of restoring the infrastructure of Ukraine in the war and post-war periods and ways of solving it are analyzed. In 2023 and the following years, more than 150.000 tons of cast iron will be required annually for the restoration of damaged water supply networks in Ukraine (valves, water intake grates, sewage and other road manholes, etc.). It is shown that in connection with the decrease in the production of steel and rolled metal at metallurgical plants in Ukraine, the role of autonomous foundry enterprises and foundry shops as part of machine-building plants has significantly increased. The production capacity, technical and economic condition of the foundry industry and the prospects for expanding production and improving products intended for the restoration of the infrastructure of Ukraine were evaluated. Attention is focused on the need to strengthen the competitiveness of Ukrainian foundry enterprises. The primary task in solving the problem of meeting the needs of the state in foundry products, necessary for the restoration of infrastructure, is the protection of the domestic market from the expansion of low-quality imports. The raw material base of the metallurgical industry of Ukraine as a whole and foundry production separately is considered. The need of metallurgy in scrap metal was analysed, as well as the possibilities of procurement, supply to the domestic market and export of this raw material. Production of steel in Ukraine in 2022 amounted to approximately 6.5 million tons. Forecasts regarding the volume of steel production in Ukraine in 2023 vary. According to estimates by scrap procurement organizations, iron and steel smelting in 2023 is forecast at the level of ~ 4 million tons. A shortage of scrap metal for the production of this amount of iron and steel is not expected. Attention is focused on the possibilities of increasing the volume of procurement and processing of military scrap metal from high-alloy steels, the technology of remelting of which in the production of cast iron requires correction. Technical solutions and proposals for adapting production conditions and technology of foundry production to the use of alloyed scrap metal in smelting, in particular, synthetic cast iron in induction crucible furnaces, are offered.

Keywords

Foundry production, equipment, modernization, scrap metal, cast iron, technology, products for infrastructure restoration, pipeline fittings, improvement.

РЕСУРСО- ТА ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯ НА ПІДПРИЄМСТВАХ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ГАЛУЗІ І У ЛИВАРНИХ ЦЕХАХ

ISSN 2077-1304. Met. lit'e Ukr., vol. 31, 2023, № 1 (332), 69-76

<https://doi.org/10.15407/steelcast2023.01.069>

УДК 669.15'28-198

А.С. Петрищев¹, канд. техн. наук, доц., доц. кафедри, e-mail: kafedrales@ukr.net, <https://orcid.org/0000-0003-2631-1723>

Ю.О. Смірнов², канд. екон. наук, доц., ст. наук. співр., e-mail: smirnoff.yuriy@gmail.com

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

¹Національний університет «Запорізька політехніка» (Запоріжжя, Україна)

²Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

³ТОВ НВП «Дніпроенергосталь» (Запоріжжя, Україна)

Побудова діаграми термодинамічної рівноваги реакцій в системі Ni-Cr-Mo-W-O-C стосовно екологічно спрямованої переробки металургійних відходів для підвищення рівня безпеки та гігієни праці

Статтю присвячено побудові діаграми термодинамічної рівноваги реакцій в системі Ni-Cr-Mo-W-O-C щодо переробки техногенних відходів, що стосується підвищення рівня екологічної складової, а також безпеки та гігієни праці в металургійному виробництві. Для досягнення цієї мети було розраховано умови термодинамічної рівноваги відновлення залежно від температури процесу та концентрації монооксиду вуглецю, що вказує на можливість протікання реакцій. Завдяки успішно проведеним етапам досліджень отримано суттєві результати з визначенням температурних умов при певних концентраціях монооксиду вуглецю в зоні реакції, що дають можливість утворення елементів у вільному стані та карбідів. На побудованій діаграмі показано області рівноваги реакцій, які вказують на стадійність перетворень із пониженням вищих оксидних з'єднань до нижчих з послідовним довідновленням. Також видно, що ділянки діаграми зі зміщенням рівноваги в сторону карбідоутворення знаходяться при відносно низьких температурах. Для зміщення рівноваги реакцій у бік відновлення до металів у вільному стані необхідно забезпечити підвищення температури та концентрації монооксиду вуглецю. Тобто отримання продуктів відновлення без вмісту карбідів є малоімовірним. Врахування зміни теплоємності компонентів реакцій та фазових переходів зі зміною температури дало можливість отримати більш точні результати. Значна кількість розглянутих реакцій і відповідних областей рівноваги на побудованій діаграмі в широкому температурному діапазоні висвітлює більш повну картину можливих перетворень в процесі відновлення легованих техногенних відходів. Разом з переробкою і поверненням у виробництво металургійних техногенних відходів із вмістом тугоплавких елементів забезпечується зниження екологічного напруження та поліпшення рівня безпеки та гігієни праці у промислових зонах.

Ключові слова: діаграми термодинамічної рівноваги, оксидні техногенні відходи, переробка, екологічне напруження, безпека.

Вступ. Переробка та повернення у виробництво техногенних відходів є одним із шляхів отримання легуючих матеріалів тугоплавких елементів, ціни на які мають тенденцію до зростання [1]. Одним із шляхів ресурсозбереження є отримання легуючих матеріалів з вмістом молібдену, вольфраму, хрому, нікелю шляхом переробки і повернення у виробництво легованих техногенних відходів. Суттєву частку складають оксидні та дрібнодисперсні відходи – шліфувальний пил, окалина. Ефективна переробка таких відходів ускладнена. Це викликає проблеми у за-

безпеченні технологічності виробництва і прийнятної собівартості продукції [2]. Специфічна особливість відходів полягає в присутності легуючих елементів у вигляді оксидних і комплексних сполук. Це обумовлює необхідність врахування складного характеру фізико-хімічної взаємодії елементів при розробці технологічних умов переробки [3]. При цьому зберігання оксидних та дрібнодисперсних техногенних відходів супроводжується небезпекою потрапляння важких металів у ґрунти, водойми та атмосферу. Це негативно впливає на екологічний стан навколишнього

середовища, а також на безпеку та гігієну праці в промислових зонах.

Виходячи із зазначеного, актуальною є проблема розвитку ресурсозбереження при екологічно спрямованій переробці легованих металургійних відходів із підвищенням рівня безпеки та гігієни праці в промислових зонах.

Постановка задачі. Сучасний стан металургійного виробництва характеризується утворенням значної кількості відходів, які накопичуються у відвалах, займаючи площі можливих оброблювальних земель та забруднюючи прилеглі території [4]. Особливо небезпечним для навколишнього середовища є присутність у відходах важких металів, до яких належать Cr та Ni, що забруднюють ґрунти [5] та підземні води [6]. Cr та Ni за ступенем небезпеки впливу на живі організми належать до 2-го класу небезпеки (помірно небезпечні) [7]. Гранично допустимі концентрації в ґрунті Cr та Ni в такій країні Євросоюзу, як Болгарія, в житлових районах складають відповідно 200 та 100 мг/кг. На промислових територіях – 300 та 250 мг/кг відповідно [8]. В Німеччині дещо інша ситуація. В житлових зонах там гранично допустимі концентрації Cr та Ni складають 400 та 140 мг/кг, а на промислових об'єктах – 1000 та 900 мг/кг відповідно [7]. Потрапляючи в організм людини Cr та Ni викликають отруєння. Токсичність Cr залежить від його валентності. Cr тривалентний має відносно невисоку отруйну дію [9]. При цьому Cr шестивалентний чинить гостру токсичну дію і є канцерогеном та мутагеном [10]. Про отруйну канцерогенну дію Ni та Cr було також зазначено авторами в роботі [11]. При цьому там відмічалася спричинення дії Ni та Cr на організм людини з виникненням також захворювань серцево-судинної та нервової систем. З вищезазначеного випливає, що утилізація хром-нікельвмісних відходів металургійного виробництва дозволяє попередити забруднення земельних та водних ресурсів важкими отруйними елементами. При цьому попереджається виникнення у людей, які б контактували з забрудненим середовищем, захворювань серцево-судинної, нервової систем та раку.

Щодо об'ємів утворюваних відходів можна відмітити, що згідно з дослідженнями роботи [12] при виробництві 1 т прокату сталі утворюється 0,043 т окалини і шламу. При обробці в машинах вогневої зачистки витрати металу складають від 5 % до 15 %. Як приклад, на Магнітогорському металургійному комбінаті за рік утворюється 404,4 тис. т окалини, а на Челябінському металургійному комбінаті – 244,9 тис. т відповідно.

Авторами роботи [13] було досліджено відновлення оксидів у системі Fe-Cr-O-C при різному співвідношенні вуглецю до заліза та температурах 1373–1523 К. Підвищення температури призводило до збільшення утворення карбідів, залишок яких неминуче присутній у продуктах відновлення [14]. Ступінь вилучення Cr підвищувався з 9,6 % до 74,3 % зі збільшенням C:Fe з 0,8 до 1,4. Разом із цим зростало утворення карбідів. Частина карбідів розчинялася у фазі заліза [13]. Авторами робіт [15, 16] виявлено можливість утворення карбідів Cr_3C_2 , $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 при температурах 1273–1773 К. Встановлено

можливість утворення залізо-хромвмісних матеріалів з обмеженим вмістом вуглецю, що дає можливість розширення сфер використання, у тому числі для легування жароміцних сталей. Недоліком є відсутність можливості простежити вплив на процес відновлення та карбідоутворення Ni та інших тугоплавких елементів, які в комплексі присутні в оксидних відходах складнолегованих сталей та сплавів.

Авторами роботи [17] було досліджено відновлення вуглецем нікель-залізвмісних латеритних руд. Після обробки протягом 60 хв при 1623 К і молярному співвідношенні C:O 1,4 ступінь вилучення Ni і Fe склав 96,6 % і 97,9 % відповідно. При цьому кількість Ni та Fe у продукті становила 9,4 % та 87,5 % відповідно. Схожі дослідження з латеритними рудами було проведено авторами роботи [18]. Обробкою при 1773 К протягом 90 хв при співвідношенні C:O 1,0 було отримано продукт з 8,33 %мас. Ni та 84,71 %мас. Fe. Авторами роботи [19] виконано дослідження відновлювальних реакцій за участю оксидів і вуглецю в системі Fe-Ni-O при температурах до 1373 К. З підвищенням температури обробки продукти відновлення виявлялися в наступній послідовності: $Fe_3O_4 + NiO \rightarrow Fe_3O_4 + Ni \rightarrow FeO + Fe_xNi_y \rightarrow Fe_xNi_y + Fe(Fe_nC_m)$. Тобто спостерігалася відносно велика схильність до відновлення оксиду Ni, ніж оксидів Fe. На окремих етапах простежувалося утворення металевих Ni та Fe. Вказано можливість присутності карбідів Fe та залізо-нікельвмісної фази Fe_xNi_y , які також можуть утворюватися при відновленні оксидних легованих відходів. Тобто підтверджено можливість відновлення залізо-нікелевої складової з відносно високим ступенем вилучення цільових елементів із оксидів. Недоліком є відсутність відновлення комплексних оксидних сполук, які можуть бути у складі техногенної сировини. Це може зумовити можливі відмінності під час відновлювальних реакцій.

У роботі [20] авторами показано, що відновлення оксидів у системі W-O-C відбувається з переходом триоксиду вольфраму до $WO_{2,72}$, діоксиду вольфраму та W з утворенням карбідів. Подібні результати наведено також у роботі [21]. Процес відновлення у системі Mo-O-C, який було досліджено авторами роботи [22], також характеризувався утворенням проміжного продукту – діоксиду молібдену. MoO_2 надалі переходив у молібден та карбідну складову. Недоліком є те, що форма присутності вольфрам- і молібденвмісних сполук в оксидних відходах високолегованих сталей може бути складнішою і відрізнятися від чистих окремих оксидів. Невирішені частини проблеми полягають у визначенні умов відновлення оксидної складнолегованої сировини з отриманням продуктів без сполук та фаз, схильних до сублімації. Це виключить необхідність створення спеціальних умов, що запобігають випаровуванню та втраті тугоплавких легуючих елементів з газовою фазою.

Із проаналізованих джерел видно значимі результати дослідження особливостей відновлення вуглецем окремо взятих оксидів тугоплавких елементів або в комплексі із залізом. Однак недостатньо висвітлено особливості термодинамічної рівноваги відновних та

карбідоутворюючих процесів в комплексній системі за участю Cr, Ni, Mo, W. За допомогою представлення та аналізу таких даних можна визначити показники, що забезпечують зміщення термодинамічної рівноваги в бік відновлення або карбідоутворення при зміні температури процесу та концентрації монооксиду вуглецю в зоні реакцій. Це дає можливість уточнити найбільш прийнятні технологічні параметри вуглецевотермії комплексно легованої техногенної сировини та з деякою вірогідністю передбачити фазовий склад продуктів відновлення. Розвиток досліджень в цій площині може забезпечити зниження втрат тугоплавких елементів під час відновних процесів та при використанні отриманої легуючої добавки. Спираючись на аналіз джерел інформації, доцільними є термодинамічні дослідження з побудовою діаграми термодинамічної рівноваги реакцій в системі Ni-Cr-Mo-W-O-C відповідно щодо відновних реакцій.

Мета роботи. Метою цієї роботи була розробка основних технологічних параметрів відновлення металооксидних техногенних відходів, легованих тугоплавкими елементами, а конкретні завдання цього етапу досліджень полягали у побудові діаграми термодинамічної рівноваги реакцій в системі Ni-Cr-Mo-W-O-C.

Об'єкт і методика досліджень. Для порівняльної оцінки ймовірності проходження відновлювальних реакцій в системі Ni-Cr-Mo-W-O-C при температурах 300–2000 K були використані дані термодинамічних величин ентальпії (ΔH), ентропії (S) і теплоємності (C_p), які взяті з довідників [23–26]. Для більш точних розрахунків використовувалася методика з урахуванням впливу зміни теплоємності C_p і проходження поліморфних перетворень у вихідних компонентах і продуктах реакцій зі зміною температури на зазначені вище термодинамічні величини [23].

Результати досліджень. При відновленні при температурах до 1100 K та вмісті CO від 0 до 100 % отримати безвуглецевий продукт термодинамічно не представляється можливим (рисунок). Проте в реальних умовах при прямому відновленні оксидів вольфраму вуглецем при відносно низьких температурах підтримка концентрацій в системі дуже ускладнена. Зі збільшенням температури в областях VIII–XI нижче кривих 12 та 13 термодинамічна ймовірність отримання безвуглецевого продукту збільшується.

Область I обмежена кривими 7 і 8, розташована в зоні температур 300–850 K і концентрацій CO від 0 до 40 % (рисунок). З точки зору термодинаміки у цій області можливе проходження реакцій 8–16, криві яких із зниженням температури до 300 K прагнуть досягти горизонтальної осі. Зі збільшенням температури до 400–1000 K в інтервалі концентрації CO від 0 до 45 % в областях, обмежених кривими 8–10, утворення Mo_2C з MoO_3 стає термодинамічно малоімовірним.

Область IV розташована в температурному інтервалі 600–1200 K у межах концентрації CO від 0 до 17 % (рисунок). У цій області термодинамічно можливий перебіг реакцій 12–16: реакції відновлення триоксиду молібдену та оксиду нікелю.

Досить велика у представленій діаграмі область VIII, що займає температурний інтервал 900–2000 K в

межах концентрацій CO від 0 до 65 % (рисунок). У цій області можливий перебіг реакції відновлення оксиду нікелю до нікелю вільного. До температури 1400 K вище кривих 14 і 13 вірогідні реакції відновлення триоксиду молібдену до Mo та Mo_2C .

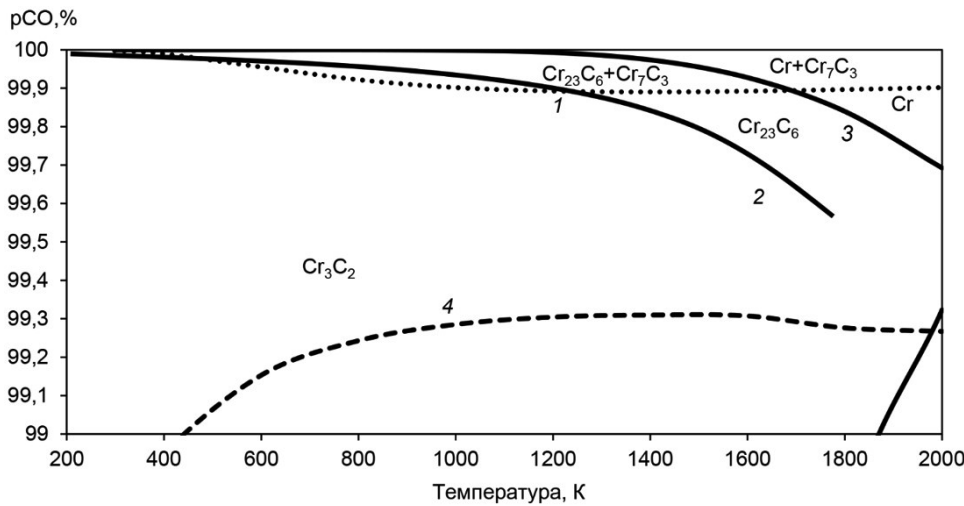
Також необхідно звернути увагу, що в температурному інтервалі до 1400 K (рисунок) досить низька концентрація CO (близько 0,1 %), необхідна для реакції пониження триоксиду молібдену до діоксиду (реакція 16). Ця обставина свідчить про високу ймовірність перебігу такої реакції у вищезазначеному температурному інтервалі.

В області IX, розташованій в температурному інтервалі 1200–2000 K з концентрацією CO від 18 до 63 % (рисунок), крім реакцій, протікання яких вірогідне в області VIII, можливим стає процес пониження триоксиду вольфраму WO_3 до діоксиду WO_2 . Аналогічна реакція набуває імовірності в області V, розташованій вище кривої 11, на відміну від області IV.

З підвищенням концентрації монооксиду вуглецю в системі кривими реакцій 7, 6 і 5 в концентраційному інтервалі 16–96 % CO можна виділити області II, VI і X (рисунок). Розташування цих областей вище кривої 7 робить термодинамічно ймовірним перебіг реакції відновлення триоксиду вольфраму WO_3 до вольфраму. Схожа картина простежується з підвищенням концентрації CO у системі до 64–97 %. Вище кривих реакцій 5 і 6 на діаграмі можна відмітити області III, VII та XI, розташовані у температурному інтервалі 300–2000 K. У цих областях реакції 5 і 6 стає можливим з термодинамічної точки зору перебіг реакцій відновлення діоксиду молібдену MoO_2 і вольфраму WO_2 до молібдену і вольфраму вільного. При цьому необхідно відмітити, що з підвищенням концентрації CO, крім появи можливості протікання нових реакцій, ймовірність реакцій, криві яких розташовані на діаграмі в зоні значно нижчих концентрацій монооксиду вуглецю, посилюється.

Обговорення результатів. З отриманих результатів побудови діаграми термодинамічної рівноваги в системі Ni-Cr-Mo-W-O-C (рисунок) витікає, що найбільш цікавими з практичної точки зору є області, розташовані вище кривих 5, 6, в яких є висока термодинамічна ймовірність утворення чистих нікелю, молібдену та вольфраму, а також їх карбідних сполук. Це додатково обумовлює мізерно малу вірогідність отримання безвуглецевого продукту. Причому зі збільшенням температури та переходом з області III в області VII та XI ймовірність утворення карбідних сполук знижується з переважаанням металевої складової у продуктах реакцій. Відновлення оксидних сполук хрому в досліджуваному температурному інтервалі з достатньою ймовірністю потребує концентрації монооксиду вуглецю вище 99 % (рисунок, а), що значно перевищує необхідну концентрацію для забезпечення високої ймовірності відновлення Mo, W і Ni (рисунок, б, в).

В цілому можна відмітити, що найбільшу ймовірність відновлення у розглянутій системі мають триоксид молібдену MoO_3 та оксид нікелю NiO. При цьому як у випадку з триоксидом молібдену MoO_3 , так

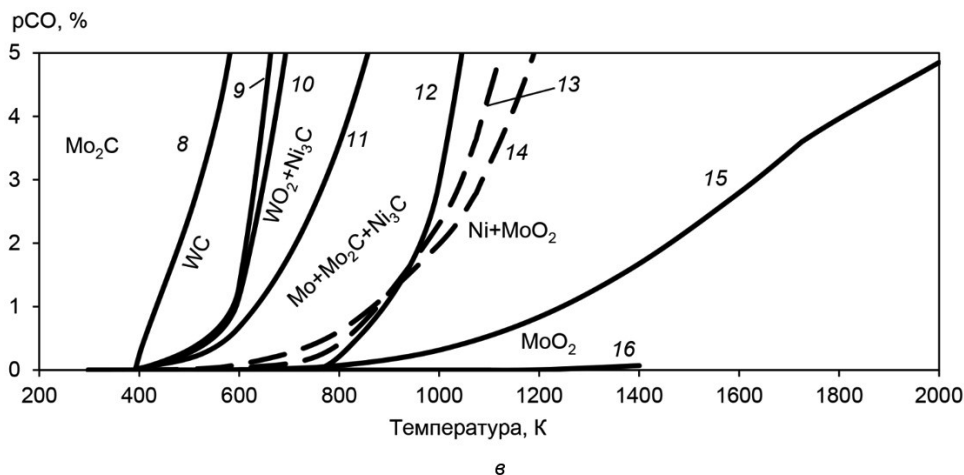
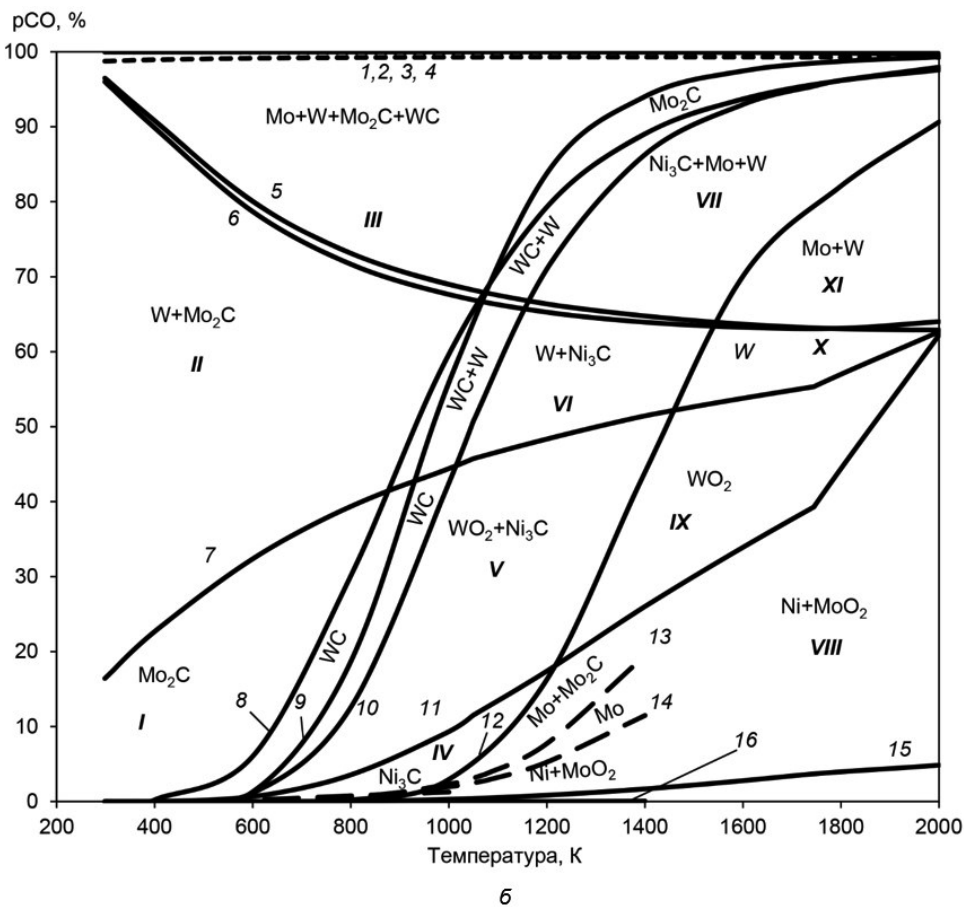


1. $7/33\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{CO} = 2/33\text{Cr}_7\text{C}_3 + 27/33\text{CO}_2$;
2. $23/93\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{CO} = 2/93\text{Cr}_{23}\text{C}_6 + 81/93\text{CO}_2$;
3. $1/3\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{C} = 2/3\text{Cr} + \text{CO}$;
4. $3/17\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{CO} = 2/17\text{Cr}_3\text{C}_2 + 13/17\text{CO}_2$;
5. $1/2\text{WO}_2 + \text{CO} = 1/2\text{W} + \text{CO}_2$;
6. $1/2\text{MoO}_2 + \text{CO} = 1/2\text{Mo} + \text{CO}_2$;
7. $1/3\text{WO}_3 + \text{CO} = 1/3\text{W} + \text{CO}_2$;
8. $1/3\text{MoO}_2 + \text{CO} = 1/6\text{Mo}_2\text{C} + 5/6\text{CO}_2$;
9. $1/4\text{WO}_2 + \text{CO} + 1/4\text{WC} + 3/4\text{CO}_2$;
10. $1/5\text{WO}_3 + \text{CO} = 1/5\text{WC} + 4/5\text{CO}_2$;
11. $\text{WO}_3 + \text{CO} = \text{WO}_2 + \text{CO}_2$;
12. $3/5\text{NiO} + \text{CO} = 1/5\text{Ni}_3\text{C} + 4/5\text{CO}_2$;
13. $1/4\text{MoO}_3 + \text{CO} = 1/8\text{Mo}_2\text{C} + 7/8\text{CO}_2$;
14. $1/3\text{MoO}_3 + \text{CO} = 1/3\text{Mo} + \text{CO}_2$;
15. $\text{NiO} + \text{CO} = \text{Ni} + \text{CO}_2$;
16. $\text{MoO}_3 + \text{CO} = \text{MoO}_2 + \text{CO}_2$

Діаграма термодинамічної рівноваги у системі Ni-Cr-Mo-W-O-C: а – в інтервалі парціального тиску $p\text{CO}$ 99–100 %; б – в інтервалі парціального тиску $p\text{CO}$ 0–100 %; в – в інтервалі парціального тиску $p\text{CO}$ 0–5 %

і триоксиду вольфраму WO_3 , першочерговими виступають реакції пониження вищезгаданих оксидів до MoO_2 і WO_2 , що підтверджує описаний у роботах [20–22] двостадійний процес відновлення вищих оксидів молібдену і вольфраму вуглецевотермічним способом.

Найменшу ймовірність відновлення в розглянутій системі мають оксид хрому Cr_2O_3 (рисунк, а), відновлення якого з термодинамічної точки зору стає можливим при концентраціях CO вище 98–99 %. При цьому у випадку із хромом найбільш вірогідна реакція карбідизації Cr_2O_3 до Cr_3C_2 (крива 4). На другому місці за ймовірністю перебігу знаходиться реакція карбідизації до Cr_{23}C_6 (крива 2), що вимагає підвищення температури та концентрації CO у системі. Найбільш висока температура і концентрація монооксиду вуглецю (>99,7 %) в даній системі з точки зору термодинаміки по-



трібна для реакцій переходу Cr_2O_3 у Cr_7C_3 і Cr (криві 1 і 3).

Врахування зміни теплоємності компонентів реакцій та фазових переходів зі зміною температури дало можливість отримати більш точні результати. Значна кількість розглянутих реакцій і відповідних областей рівноваги на побудованій діаграмі в широкому температурному діапазоні висвітлює більш повну картину можливих перетворень в процесі відновлення легованих техногенних відходів.

Разом з переробкою і поверненням у виробництво металургійних техногенних відходів із вмістом тугоплавких елементів забезпечується зниження екологічного напруження та поліпшення рівня безпеки та гігієни праці у промислових зонах. Утворення та зберігання оксидних дрібнодисперсних відходів виробництва супроводжується низкою небезпек як для працівників металургійних підприємств, так і для мешканців прилеглих територій. При зберіганні на відкритому повітрі у звалищах дрібнодисперсна природа утворених відходів сприяє розповсюдженню вітром. При цьому можливе потрапляння піднятих вітром мікрочасток в органи дихання та на інші слизові оболонки працівників. Це може спричинити погіршення стану здоров'я з розвитком захворювань дихальних шляхів. Такі елементи, як нікель та хром, разом з цим мають канцерогенну дію на організм людини. Тому, окрім подразнювальної дії слизових оболонок частками пилу, можлива і токсична дія присутніми в складі елементами.

Окрім цього зберігання утворюваних відходів може супроводжуватися забрудненням прилеглих ґрунтів та ґрунтових вод. Разом із ґрунтовими водами шкідливі токсичні елементи з відходів можуть потрапити у джерела питної води, що може спричинити захворювання у населення прилеглих територій.

Одним із варіантів зниження шкідливої дії утворених оксидних відходів є удосконалення оснащення місць зберігання із усуненням контакту із ґрунтами та опадами. Це можуть бути криті площадки або склади. Також можливе використання діжок або інших ємностей.

Зазначені вище заходи є тимчасовими і додатково потребують витрат зберігання та обслуговування. В

цьому ключі переробка утворених оксидних відходів у власному виробництві є принципово якісним рішенням існуючої проблеми.

Тому удосконалення технологічних параметрів переробки техногенних відходів забезпечує не тільки розвиток ресурсозбереження, а й покращення санітарних умов праці та підвищення рівня безпеки мешканців прилеглих територій.

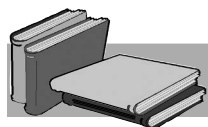
Висновки і перспективи досліджень

Побудовано діаграму термодинамічної рівноваги в системі Ni-Cr-Mo-W-O-C , стосовно відновлення оксидної техногенної сировини, що дало задовільне уявлення про утворювані продукти реакцій залежно від температури та концентрації монооксиду вуглецю.

Визначено умови, що забезпечують зміщення рівноваги реакцій у бік утворення карбідів та елементів у вільному стані при відновленні монооксидом вуглецю. При цьому з підвищенням температури спостерігається зміщення рівноваги у бік від карбідів до металів у вільному стані. Схильність до протікання реакцій відновлення зменшується наступною черговою: NiO , MoO_3 , WO_3 , MoO_2 , WO_2 , Cr_2O_3 . Визначено більшу ймовірність протікання реакцій відновлення вищих оксидів, ніж нижчих, що вказує на двостадійність процесу. При цьому отримання відновленого продукту без вмісту карбідів є малоімовірним.

Разом з переробкою і поверненням у виробництво металургійних техногенних відходів із вмістом тугоплавких елементів забезпечується зниження екологічного напруження та поліпшення рівня безпеки та гігієни праці у промислових зонах.

Перспективи досліджень в даному напрямі можливі в бік розрахунків та побудови діаграми рівноваги реакцій для більш складних систем з виявленням утворених областей. При цьому можна буде визначити найбільш прийнятні умови існування фаз залежно від зміни температури та концентрації CO , відповідно до різного складу техногенних відходів. Побудовані діаграми можна буде використовувати в сфері технологій отримання металізованих матеріалів з відходів різних класів легованих сталей та сплавів.

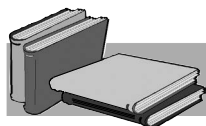


ЛІТЕРАТУРА

1. Henckens M.L.C.M., Van Ierland E.C., Driessen P.P.J., Worrell E. Mineral resources: Geological scarcity, market price trends, and future generations. *Resources Policy*. 2016. Vol. 49. P. 102–111. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.resourpol.2016.04.012>
2. Смірнов О.М., Петрищев А.С. Дослідження структури ресурсозберігаючого легуючого сплаву з вмістом Fe, Ni, Cr, W, Mo, Nb, Ti, отриманого з техногенних відходів, для підвищення безпеки життєдіяльності. *Метал та лиття України*. 2021. № 1 (29). С. 87–93. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.01.087>
3. Смирнов А.Н., Петрищев А.С., Семирягин С.В. Особенности структурно-фазовых превращений при восстановительной плавке отходов коррозионностойких сталей. *Сталь*. 2021. № 7. С. 55–60.
4. Puchol R.Q., Sosa E.R., González L.O., Castañeda Y.P., Sierra L.Y. New conception of the reutilization of solid waste from Cuban nickeliferous hydrometallurgical industry. *Centro Azúcar Journal*. 2016. Vol. 43. № 4. P. 1–15.

5. Pincovski I., Neacsu N., Modroga C. The Adsorption of Lead, Copper, Chrome and Nickel Ions from Waste Waters in Agricultural Argillaceous Soils. *Revista de Chimie*. 2017. Vol. 68. Iss. 4. P. 635–638. DOI: <https://doi.org/10.37358/RC.17.4.5520>
6. Madebwe V., Madebwe C., Munodawafa A., Mugabe F. Analysis of the Spatial and Temporal Variability of Toxic Heavy Metal Concentrations in Ground Water Resources in Upper Sanyati Catchment, Midlands Province, Zimbabwe. *IARD International Journal of Geography and Environmental Management*. 2017. Vol. 3. № 1. P. 23–37.
7. Рубежнюк І.Г. Порівняльна оцінка нормативів забруднення ґрунтів важкими металами в Україні та країнах ЄС. *Науковий вісник Національного університету біоресурсів і природокористування України. Серія: Біологія, біотехнологія, екологія*. 2016. Том 234. С. 228–238.
8. Eastmond D.A., MacGregor J.T., Slesinski R.S. Trivalent Chromium: Assessing the Genotoxic Risk of an Essential Trace Element and Widely Used Human and Animal Nutritional Supplement. *Critical Reviews in Toxicology*. 2008. Vol. 38. Iss. 3. P. 173–190. DOI: <https://doi.org/10.1080/10408440701845401>
9. Itankar N., Patil Y. Management of Hexavalent Chromium from Industrial Waste Using Low-cost Waste Biomass. *Procedia – Social and Behavioral Sciences*. 2014. Vol. 133. No. 5. P. 219–224. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.sbspro.2014.04.187>
10. Chervona Y., Arita A., Costa M. Carcinogenic metals and the epigenome: understanding the effect of nickel, arsenic, and chromium. *Metallomics*. 2012. Vol. 4. Iss. 7. P. 619–627. DOI: <https://doi.org/10.1039/c2mt20033c>
11. Atanasov I. New bulgarian soil pollution standards. *Bulgarian Journal of Agricultural Science*. 2008. Vol. 14. P. 68–75.
12. Максимов Е.А., Васильев В.И. Утилизация и переработка отходов прокатных и трубoproкатных цехов металлургических заводов. *Бюллетень «Черная металлургия»*. 2016. № 3. С. 99–106.
13. Zhao L., Wang L., Chen D., Zhao H., Liu Y., Qi T. Behaviors of vanadium and chromium in coal-based direct reduction of high-chromium vanadium-bearing titanomagnetite concentrates followed by magnetic separation. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2015. Vol. 25. Iss. 4. P. 1325–1333. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63731-1](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63731-1)
14. Ryabchikov I.V., Belov B.F., Mizin V.G. Reactions of Metal Oxides with Carbon. *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44. Iss. 5. P. 368–373. DOI: <https://doi.org/10.3103/S0967091214050118>
15. Simonov V.K., Grishin A.M. Thermodynamic Analysis and the Mechanism of the Solid-Phase Reduction of Cr_2O_3 with Carbon: Part 1. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2013. No. 6. P. 425–429. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0036029513060153>
16. Simonov V.K., Grishin A.M. Thermodynamic Analysis and the Mechanism of the Solid-Phase Reduction of Cr_2O_3 with Carbon: Part 2. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2013. No. 6. P. 430–434. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0036029513060165>
17. Huang D.H., Zhang J.L., Lin C.C., Mao R. Production of ferronickel granules from nickel laterite ore/coal composite briquettes by direct reduction. *Chinese Journal of Engineering*. 2011. Vol. 33. No. 12. P. 1442–1447. DOI: <https://doi.org/10.13374/j.issn1001-053x.2011.12.015>
18. Wang L.W., Lü X.M., Liu M., You Z.X., Lü X.W., Bai C.G. Preparation of ferronickel from nickel laterite via coal-based reduction followed by magnetic separation. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. 2018. Vol. 25. No. 7. P. 744–751. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12613-018-1622-7>
19. Zhang Y., Wei W., Yang X., Wei F. Reduction of Fe and Ni in Fe-Ni-O systems. *Journal of Mining and Metallurgy. Section B: Metallurgy*. 2013. Vol. 49. Iss. 1. P. 13–20. DOI: <https://doi.org/10.2298/JMMB120208038Z>
20. Shveikin G.P., Kedin N.A. Products of carbothermal reduction of tungsten oxides in argon flow. *Russian Journal of Inorganic Chemistry*. 2014. Vol. 59 (3). P. 153–158. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0036023614030206>
21. Smirnyagina N.N., Khaltanova V.M., Kim T.B., Milonov A.S. Thermodynamic modeling of the formation of borides and carbides of tungsten, synthesis, structure and phase composition of the coatings based on them, formed by electron-beam treatment in vacuum. *Izvestia vysshikh uchebnykh zavedenii: Fizika*. 2012. Vol. 55. No. 12 (3). P. 159–163.
22. Zhu H.Y., Li Z.B., Yang H.S., Luo L.G. Carbothermic Reduction of MoO_3 for Direct Alloying Process. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2013. Vol. 20. No. 10. P. 51–56.
23. Киреев В.А. Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций. Москва: Химия, 1970. 328 с.
24. Самсонов Г.В. Тугоплавкие соединения (справочник). [2-е изд.]. Москва: Металлургия, 1976. 176 с.
25. Крестовников А.Н., Владимиров Л.П., Гуляницкий Б.С., Фишер А.Я. Справочник по расчетам равновесий металлургических систем. Москва: Государственное научно-техническое издание литературы по черной и цветной металлургии, 1963. 356 с.
26. Карапетьянц М.Х., Карапетьянц М.Л. Основные термодинамические константы неорганических и органических веществ. Москва: Химия, 1968. 470 с.

Надійшла 28.12.2022



REFERENCES

- Henckens, M.L.C.M., Van Ierland, E.C., Driessen, P.P.J., Worrell, E. (2016). Mineral resources: Geological scarcity, market price trends, and future generations. *Resources Policy*, vol. 49, pp. 102–111, doi: <https://doi.org/10.1016/j.resourpol.2016.04.012>
- Smirnov, O.M., Petryshchev, A.S. (2021). Study of the structure of a resource-saving alloying alloy containing Fe, Ni, Cr, W, Mo, Nb, Ti obtained of technogenic waste for improving the life safety. *Met. lit'e Ukr.*, no. 1 (29), pp. 87–93, doi: <https://doi.org/10.15407/steelcast2021.01.087> [in Ukrainian].
- Smirnov, A.N., Petryshchev, A.S., Semiriagin, S.V. (2021). Features of structural-phase transformations during the reduction melting of corrosion-resistant steel waste. *Stal*, no. 7, pp. 55–60 [in Russian].
- Puchol, R.Q., Sosa, E.R., González, L.O., Castañeda, Y.P., Sierra, L.Y. (2016). New conception of the reutilization of solid waste from Cuban nickeliferous hydrometallurgical industry. *Centro Azúcar Journal*, vol. 43, no. 4, pp. 1–15.
- Pincovski, I., Neacsu, N., Modroga, C. (2017). The Adsorption of Lead, Copper, Chrome and Nickel Ions from Waste Waters in Agricultural Argillaceous Soils. *Revista de Chimie*, vol. 68, iss. 4, pp. 635–638, doi: <https://doi.org/10.37358/RC.17.4.5520>
- Madebwe, V., Madebwe, C., Munodawafa, A., Mugabe, F. (2017). Analysis of the Spatial and Temporal Variability of Toxic Heavy Metal Concentrations in Ground Water Resources in Upper Sanyati Catchment, Midlands Province, Zimbabwe. *IJAR International Journal of Geography and Environmental Management*, vol. 3, no. 1, pp. 23–37.
- Rubezhniak, I.G. (2016). Comparative assessment of soil pollution standards with heavy metals in Ukraine and the EU countries. *Scientific Bulletin of the National University of Bioresources and nature management of Ukraine. Seria: Biologia, biotekhnologia, ekologia*, vol. 234, pp. 228–238 [in Ukrainian].
- Eastmond, D.A., MacGregor, J.T., Slesinski, R.S. (2008). Trivalent Chromium: Assessing the Genotoxic Risk of an Essential Trace Element and Widely Used Human and Animal Nutritional Supplement. *Critical Reviews in Toxicology*, vol. 38, iss. 3, pp. 173–190, doi: <https://doi.org/10.1080/10408440701845401>
- Itankar, N., Patil, Y. (2014). Management of Hexavalent Chromium from Industrial Waste Using Low-cost Waste Biomass. *Procedia – Social and Behavioral Sciences*, vol. 133, no. 5, pp. 219–224, doi: <https://doi.org/10.1016/j.sbspro.2014.04.187>
- Chervona, Y., Arita, A., Costa, M. (2012). Carcinogenic metals and the epigenome: understanding the effect of nickel, arsenic, and chromium. *Metallomics*, vol. 4, iss. 7, pp. 619–627, doi: <https://doi.org/10.1039/c2mt20033c>
- Atanassov, I. (2008). New bulgarian soil pollution standards. *Bulgarian Journal of Agricultural Science*, vol. 14, pp. 68–75.
- Maksimov, E.A., Vasilev, V.I. (2016). Recycling and recycling of waste from rolling and pipe rolling shops of metallurgical plants. *Bulleten "Chernaya metallurgiya"*, no. 3, pp. 99–106 [in Russian].
- Zhao, L., Wang, L., Chen, D., Zhao, H., Liu, Y., Qi, T. (2015). Behaviors of vanadium and chromium in coal-based direct reduction of high-chromium vanadium-bearing titanomagnetite concentrates followed by magnetic separation. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 25, iss. 4, pp. 1325–1333, doi: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63731-1](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63731-1)
- Ryabchikov, I.V., Belov, B.F., Mizin, V.G. (2014). Reactions of Metal Oxides with Carbon. *Steel in Translation*, vol. 44, iss. 5, pp. 368–373, doi: <https://doi.org/10.3103/S0967091214050118>
- Simonov, V.K., Grishin, A.M. (2013). Thermodynamic Analysis and the Mechanism of the Solid-Phase Reduction of Cr₂O₃ with Carbon: Part 1. *Russian Metallurgy (Metally)*, no. 6, pp. 425–429, doi: <https://doi.org/10.1134/S0036029513060153>
- Simonov, V.K., Grishin, A.M. (2013). Thermodynamic Analysis and the Mechanism of the Solid-Phase Reduction of Cr₂O₃ with Carbon: Part 2. *Russian Metallurgy (Metally)*, no. 6, pp. 430–434, doi: <https://doi.org/10.1134/S0036029513060165>
- Huang, D.H., Zhang, J.L., Lin, C.C., Mao, R. (2011). Production of ferronickel granules from nickel laterite ore/coal composite briquettes by direct reduction. *Chinese Journal of Engineering*, vol. 33, no. 12, pp. 1442–1447, doi: <https://doi.org/10.13374/j.issn1001-053x.2011.12.015>
- Wang, L.W., Lü, X.M., Liu, M., You, Z.X., Lü, X.W., Bai, C.G. (2018). Preparation of ferronickel from nickel laterite via coal-based reduction followed by magnetic separation. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, vol. 25, no. 7, pp. 744–751, doi: <https://doi.org/10.1007/s12613-018-1622-7>
- Zhang, Y., Wei, W., Yang, X., Wei, F. (2013). Reduction of Fe and Ni in Fe-Ni-O systems. *Journal of Mining and Metallurgy. Section B: Metallurgy*, vol. 49, iss. 1, pp. 13–20, doi: <https://doi.org/10.2298/JMMB120208038Z>
- Shveikin, G.P., Kedin, N.A. (2014). Products of carbothermal reduction of tungsten oxides in argon flow. *Russian Journal of Inorganic Chemistry*, vol. 59 (3), pp. 153–158, doi: <https://doi.org/10.1134/S0036023614030206>
- Smirnyagina, N.N., Khaltanova, V.M., Kim, T.B., Milonov, A.S. (2012). Thermodynamic modeling of the formation of borides and carbides of tungsten, synthesis, structure and phase composition of the coatings based on them, formed by electron-beam treatment in vacuum. *Izvestia vysshykh uchebnykh zavedenii: Fizika*, vol. 55, no. 12 (3), pp. 159–163.
- Zhu, H.Y., Li, Z.B., Yang, H.S., Luo, L.G. (2013). Carbothermic Reduction of MoO₃ for Direct Alloying Process. *Journal of Iron and Steel Research, International*, vol. 20, no. 10, pp. 51–56.
- Kireev, V.A. (1970). Methods of practical calculations in the thermodynamics of chemical reactions. Moscow: Khimiya, 328 p. [in Russian].
- Samsonov, G.V. (1976). Refractory compounds (handbook). [2nd ed.]. Moscow: Metallurgiya, 176 p. [in Russian].

25. Krestovnikov, A.N., Vladimirov, L.P., Gulyanitsky, B.S., Fischer A.Ya. (1963). Handbook of calculations of equilibria of metallurgical systems. Moscow: State scientific and technical publication of literature on ferrous and non-ferrous metallurgy, 356 p. [in Russian].
26. Karapetyants, M.Kh., Karapetyants, M.L. (1968). Basic thermodynamic constants of inorganic and organic substances. Moscow: Khimiya, 470 p. [in Russian].

Received 28.12.2022

Summary

A.S. Petryshchev¹, PhD (Engin.), Associate Professor, Associate Professor of the Department, e-mail: kafedrales@ukr.net,

<https://orcid.org/0000-0003-2631-1723>

Yu.O. Smirnov², PhD in Economics, Associate Professor, Senior Researcher, e-mail: smirnoff.yuriy@gmail.com

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

¹National University "Zaporizhzhia Polytechnic" (Zaporizhzhia, Ukraine)

²Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

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

Construction of a diagram of the thermodynamic equilibrium of reactions in the Ni-Cr-Mo-W-O-C system in relation to environmentally oriented processing of metallurgical waste to increase the level of job safety and hygiene

The article is devoted to the construction of a diagram of the thermodynamic equilibrium of reactions in the Ni-Cr-Mo-W-O-C system regarding the processing of man-made waste, which is related to increasing the level of the ecological component, as well as occupational safety and hygiene in metallurgical production. To achieve this goal, the conditions of the thermodynamic equilibrium of recovery were calculated depending on the temperature of the process and the concentration of carbon monoxide, which indicates the possibility of reactions. Thanks to the successfully conducted stages of research, significant results were obtained with the determination of temperature conditions at certain concentrations of carbon monoxide in the reaction zone, which enable the formation of elements in the free state and carbides. The constructed diagram shows the regions of equilibrium of the reactions, which indicate the stepwise transformations with the reduction of higher oxide compounds to lower ones with subsequent reduction. It can also be seen that the sections of the diagram with a shift in the equilibrium towards carbide formation are at relatively low temperatures. To shift the balance of reactions towards the reduction to metals in the free state, it is necessary to ensure an increase in temperature and concentration of carbon monoxide. That is, obtaining recovery products without the content of carbides is unlikely. Taking into account the change in the heat capacity of reaction components and phase transitions with temperature changes made it possible to obtain more accurate results. A significant number of considered reactions and corresponding regions of equilibrium on the constructed diagram in a wide temperature range illuminate a more complete picture of possible transformations in the process of recovery of doped man-made waste. Together with the processing and return to production of metallurgical man-made waste containing refractory elements, a reduction in environmental stress and an improvement in the level of safety and occupational hygiene in industrial zones is ensured.

Keywords

Diagrams of thermodynamic equilibrium, oxide man-made waste, processing, environmental stress, safety.

Перелік конференцій у 2023 році

XV Міжнародна науково-технічна конференція «НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МАШИНОБУДУВАННІ-2023» 27 – 28.04
2023

Київ, Україна, НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Навчально-науковий Інститут матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона

Website: metalcasting.kpi.ua/2023

E-mail: metalcasting@ukr.net

IX науково-практична конференція молодих вчених «МЕТАЛЕВІ МАТЕРІАЛИ, ЇХ ВИРОБНИЦТВО ТА ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ В СУЧАСНІЙ ПРОМИСЛОВOSTІ» 18 – 19.05
2023

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

Website: ptima.kiev.ua

E-mail: ptima.rnm@gmail.com

63rd International Conference “SOLIDIFICATION AND CRYSTALLIZATION OF METALS 2023” 20 – 22.09
2023

Глівіце, Польща, Stowarzyszenie Wychowanków Politechniki Śląskiej "Koło Odlewników"

Website: kikm2023.syskonf.pl

E-mail: kikm@polsl.pl

IX Міжнародна науково-технічна конференція «ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ, МАТЕРІАЛИ І ОБЛАДНАННЯ У ЛИВАРНOMУ ВИРОБНИЦТВІ» 25 – 27.09
2023

Краматорськ-Тернопіль, Україна, Донбаська державна машинобудівна академія (ДДМА)

Website: tolp.dgma.donetsk.ua

E-mail: tolp@dgma.donetsk.ua, tolp.dgma@gmail.com

8th International Scientific Conference HighMatTech-2023 02 – 06.10
2023

Київ, Україна, Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського»

Website: umrs.org.ua/activities/conferences/highmattech-2023/

E-mail: HighMatTech2023@umrs.org.ua

XIX Міжнародна науково-практична конференція «ЛИТВО. МЕТАЛУРГІЯ. 2023» 10 – 12.10
2023

Київ-Харків-Запоріжжя, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Національний університет «Запорізька політехніка», Запорізька торгово-промислова палата

Website: ptima.kiev.ua

E-mail: rexpo@ptima.kiev.ua, litvo21@kpi.kharkov.ua, kmetsteel@metal.nmetau.edu.ua, cci@cci.zp.ua

Перелік статей, опублікованих у науково-технічному журналі "Метал та лиття України" у 2022 році

№ 1

РУДОТЕРМІЧНІ ПРОЦЕСИ

Шуваєв С.П., Семірягін С.В., Нізяєв К.Г., Бойко М.М., Стоянов О.М., Ягольник М.В.

Дослідження шляхів інтенсифікації агломераційного процесу в умовах акціонерного товариства «Покровський гірничо-збагачувальний комбінат» 8

ВИРОБНИЦТВО ЧАВУНУ ТА СТАЛІ

Мельник С.Г.

«Зелена» металургія на етапі переходу до вуглецевої нейтральності. 16

Харченко О.В., Лічконенко Н.В.

Термодинамічний аналіз фізико-хімічних процесів в високотемпературній реакційній зоні рідкої сталеплавильної ванни. Частина 1. Системи залізо-кисень, залізо-кисень-вуглець 28

ОБРОБКА СТАЛІ У КОВШІ

Нізяєв К.Г., Хотюн В.І., Стоянов О.М., Синегін Є.В.

Розробка раціональної технології мікролегуювання та модифікування спокійних марок сталі порошкоподібними матеріалами 35

Воденнікова О.С., Воденнікова Л.В.

Десульфуріяція сталі: сучасні технології, тенденції та перспективи 42

ПРОЦЕСИ, ТЕХНОЛОГІЇ ТА МАТЕРІАЛИ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Солоненко Л.І.

Вимойни на піщано-рідкоскляних формах та стрижнях, що структуровані в паро-мікрохвильовому середовищі 54

Дорошенко В.С.

Про практику адитивного виробництва в ливарництві та засоби лабораторного відпрацювання піщаних формувальних чи стрижневих сумішей для цього 62

Желяков А.Ш., Бударін О.С., Бондаренко В.С., Пономаренко О.І., Марченко А.П., Акімов О.В.

Прогресивна технологія виготовлення литих деталей щік полюса ротора гідрогенератора. 69

СПЕЦІАЛЬНІ МЕТОДИ ЛИТТЯ

Ямшинський М.М., Селівьорстов В.Ю., Лук'яненко І.В., Кивгило Б.В.

Вплив модифікування високодисперсним карбідом кремнію на ливарні властивості вторинного сплаву системи Al-Si 77

Смірнова Я.О., Гурія І.М.

Мікроструктура та механічні властивості шаруватого литого композиту BT-6/Al. 84

ЕКСПЛУАТАЦІЯ ТА ПРОЄКТУВАННЯ МАШИН МЕТАЛУРГІЙНОГО ТА ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Сіренко К.А.

Коефіцієнти тертя між колесами залізничного транспорту і гальмовими колодками з чавуну та композиційного матеріалу: порівняльний аналіз 91

ХРОНІКА. ІНФОРМАЦІЯ

Науково-практична конференція «Литво. Металургія – 2021»	102
Перелік конференцій у 2022 році	104
Перелік статей, опублікованих у науково-технічному журналі «Метал та лиття України» у 2021 році. . .	105

Пам'ятасмо

Харахулаха Василя Сергійовича	110
Котлярського Франка Мар'яновича	111
Затуловського Андрія Сергійовича	112
Найдека Володимира Леонтійовича	113

№ 2

РУДОТЕРМІЧНІ ПРОЦЕСИ

Чайка О.Л., Корнілов Б.В., Меркулов О.Є., Москалина А.О., Лебідь В.В.

Ізюмський М.М.

Аналіз тенденцій розвитку уявлень та технологій, спрямованих на зменшення емісії діоксиду вуглецю в доменному виробництві	8
---	---

Сіренко К.А.

Розвиток методики визначення складу шихти для виплавлення чавуну в індукційних тигельних печах . .	20
--	----

ВИРОБНИЦТВО ЧАВУНУ ТА СТАЛІ

Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Хитько О.Ю., Терехін В.О.

Вплив комплексних модифікаторів на структуру чавунів з різним вмістом сірки.	30
--	----

ПРОЦЕСИ БЕЗПЕРЕРВНОГО РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ

Pisarskyi S.M., Smirnov O.M.

Analysis and development of modern concepts on the rhomboidity formation nature for continuously cast billets. Part 2	35
---	----

Нурадінєв А.С., Ноговіцин О.В., Нурадінєв І.А., Баранов І.Р., Сіренко К.А.

Теплообмінні процеси при валковій розливці-прокатці металів	47
---	----

ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА І ПРОЦЕСИ ЛИТТЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Дорошенко В.С.

Особливості конструювання моделей для їх 3D-друкування і наступної газифікації в ливарній формі . . .	54
---	----

Солоненко Л.І., Реп'ях С.І., Узлов К.І., Мазорчук В.Ф.

Вплив ливарної форми і перегріву розплаву алюмінієвої бронзи на структуру виливків і якість їх поверхні	59
---	----

Лютій Р.В., Селівьорстов В.Ю., Іванов В.Г., Ямшинський М.М.

Зв'язувальні матеріали для ливарних форм і стрижнів: проблеми і перспективи.	72
--	----

Михнян О.В., Нейма О.В., Дорошенко В.С.

Вектори розвитку адитивного виробництва та приклад його застосування при литті за моделями, що газифікуються.	83
---	----

Ворон М.М., Шваб С.Л., Селін Р.В.

Сучасні підходи в розробці біосумісних титанових сплавів з підвищеним рівнем експлуатаційних властивостей.	88
--	----

СПЕЦІАЛЬНІ МЕТОДИ ЛИТТЯ

Бондаренко В.С., Безвесільна О.М., Пономаренко О.І., Бударін О.С., Марченко А.П., Акімов О.В., Артьомова С.В., Михайлюков В.П., Євтушенко С.Д.

Інноваційна технологія виготовлення виливка лопаті робочого колеса радіально-осьової гідротурбіни . 96

ОБРОБКА МЕТАЛІВ ТИСКОМ

Приходько І.Ю., Бобирь С.В., Воробей С.О.

Прогнозування живучості прокатних валків 103

№ 3

Пригунова А.Г., Тубольцев Л.Г., Нарівський А.В., Сокол Л.В.

Алюмінієва промисловість України: від занепаду до потенційного зростання 8

ВИРОБНИЦТВО ЧАВУНУ ТА СТАЛІ

Шевченко А.П., Меркулов О.Є., Кисляков В.Г., Двоскин Б.В., Маначин І.О.

Зміна складу ковшового шлаку та вмісту сірки в чавуні від доменних печей до конвертерів 21

Narivskiy A.V., Smirnov O.M., Timoshenko S.M.

Steel production in Ukraine: current state and prospects (review). 28

ПРОЦЕСИ БЕЗПЕРЕРВНОГО РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ

Верзілов О.П., Смірнов О.М., Семенко А.Ю.

Вплив режимів роботи електромагнітного перемішувача на структуру сортової заготовки в умовах сучасних мікро-заводів 48

ТЕПЛОФІЗИЧНІ ТА ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ПРОЦЕСИ ТВЕРДІННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Безуглий В.А.

Аналітичний огляд конструкцій електрокальцинаторів для термічної обробки вуглецевих матеріалів у щільному шарі 56

ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА І ПРОЦЕСИ ЛИТТЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Шинський В.О., Дорошенко В.С.

Литі елементи модульних будівельних металоконструкцій за моделями, що газифікуються 65

Бубликов В.Б., Нарівський А.В., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П.

Розвиток технологій одержання високопластичних високоміцних чавунів феритного класу 72

СПЕЦЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ

Філоненко Н.Ю., Бабаченко О.І., Кононенко Г.А.

Дослідження морфології багатозарових включень в сплавах системи Fe-C-Mn-Si-Ti-Al-N. 81

ПРОЦЕСИ, ТЕХНОЛОГІЇ ТА МАТЕРІАЛИ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Калюжний П.Б., Дорошенко В.С.

Методи зовнішнього впливу на чавунні виливки для отримання їх диференційованих механічних властивостей. 88

Сіренко К.А.

Характеристика твердості чавунних гальмових колодок залізничного транспорту. 96

СПЕЦІАЛЬНІ МЕТОДИ ЛИТТЯ

Ліхацький І.Ф., Ворон М.М.

Сучасні підходи у створенні високоентропійних та середньоентропійних ливарних алюмінієвих сплавів 102

ОБРОБКА МЕТАЛІВ ТИСКОМ

Мазур В.Л., Тимошенко В.І., Приходько І.Ю.

Реалізація методів розрахунку в спеціалізованій комп'ютерній системі напружено-деформованого і температурного стану рулонів сталевих штаб 108

РЕСУРСО- ТА ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯ НА ПІДПРИЄМСТВАХ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ГАЛУЗІ І У ЛИВАРНИХ ЦЕХАХ

Євтушенко Н.С., Пономаренко О.І., Твердохлєбова Н.Є., Мезенцева І.О., Семенов Є.О., Євтушенко С.Д.

Забезпечення безпечних умов праці для профілактики професійних захворювань працівників металургійного і ливарного виробництва 117

№ 4

Тубольцев Л.Г., Меркулов О.Є., Пригунова А.Г., Нарівський А.В.

Концепція сталого розвитку чорної металургії України в сучасних умовах 8

ВИРОБНИЦТВО ЧАВУНУ ТА СТАЛІ

Кузнецов М.С., Крячко Г.Ю., Сігарьов Є.М.

Вплив режиму випуску продуктів плавки на роботу доменної печі 20

Kharchenko O.V.

Thermodynamic analysis of physical and chemical processes in the high-temperature reaction zone of a liquid steelmaking bath. Part 2. Removal of impurities. 30

ПРОЦЕСИ, ТЕХНОЛОГІЇ ТА МАТЕРІАЛИ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Небожак І.А., Дерев'янка О.В., Верховлюк А.М., Каніболоцький Д.С.

Характер зв'язку армуючої фази з матрицею в литому композиційному матеріалі системи [Al – FeCr] та механізм процесу армування ливарних Al-сплавів за ЛГМ-процесом. 36

ЕКСПЛУАТАЦІЯ ТА ПРОЄКТУВАННЯ МАШИН МЕТАЛУРГІЙНОГО ТА ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Шинський О.Й., Калюжний П.Б., Дорошенко В.С.

Приклади металокопструкцій фундаментів для будівництва споруд модульного типу 48

Шалевська І.А., Дорошенко В.С., Калюжний П.Б., Квасницька Ю.Г.

Огляд застосування металевих литих матеріалів у будівництві підземних та захисних споруд 54

ВОГНЕТРИВКІ МАТЕРІАЛИ ТА ВИРОБИ, ЯКІ ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ У МЕТАЛУРГІЇ

Шарандін К.М., Рябий Д.В., Смірнов Ю.О., Васильєв Д.С.

Комплексне постачання вогнетривких виробів для металургії як ефективний фактор зниження питомих витрат 62

ХРОНІКА. ІНФОРМАЦІЯ

Керівництво Академії відвідало Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України. 66



СЕППО ЛОХЕНКІЛПІ
Члену редакційної колегії науково-технічного
журналу «Метал та лиття України»

Сеппо Лохенкілпі закінчив Гельсінський технологічний університет (нині – Університет Аалто), факультет металургії, у Фінляндії.

Його дослідницька кар'єра розвивалась від аспірантури, отримання наукового ступеня до посад старшого наукового співробітника, ад'юнкт-професора та професора і керівника лабораторії металургії в Університеті Аалто. Також він обіймав посаду професора в Університеті Оулу, Фінляндія, і був запрошеним професором у Північно-східному університеті, Шеньян, Китай (2014-2019).

Предметом його досліджень та сферами інтересів є моделювання, симуляція та оптимізація металургійних процесів, особливо для сталеплавильної галузі, від конвертера до гарячої прокатки, включаючи обробку в ковші, безперервне лиття, затвердіння, вивчення мікроструктури матеріалів при охолодженні та термічній обробці. Основною метою досліджень є розробка наукових засобів моделювання високого рівня для металургійних процесів, особливо для безперервного лиття та затвердіння сталі.

Сеппо Лохенкілпі є співрозробником програмного забезпечення, такого як IDS, Tempsimu, CastManager, SlabManager, FurnaceManager, а також спеціального інструменту для аналізу вихідних даних OES-PDA для розрахунку стану включень і загального вмісту кисню (TOC) в пробах під час виробництва сталі на металургійних заводах.

Він є одним із засновників компанії Casim Consulting Oy, яка розробляє обчислювальні наукові інструменти, але проті у використанні інструменти та системи для сталеливарної промисловості. Нині є керуючим директором цієї компанії.

Сеппо Лохенкілпі має широкі зв'язки як керівник/менеджер проєктів з міжнародною дослідницькою спільнотою (особливо в Європі, США, Канаді, Індії, Китаї та Бразилії) і бере участь у спільних дослідницьких проєктах в рамках програми ЄС (RFCS-Research Foundation for coal and steel) та інших міжнародних обмінів.

Він є членом редакційної колегії науково-технічного журналу «Метал та лиття України».

Редколегія науково-технічного журналу «Метал та лиття України» вітає професора Сеппо Лохенкілпі з днем народження та бажає міцного здоров'я, процвітання та успіхів!

SEPPO LOUHENKILPI IS 70 YEARS OLD

Seppo Louhenkilpi graduated from Helsinki University of Technology (at present Aalto University), laboratory of metallurgy, Finland.

His research career includes positions from postdoctoral researcher, senior scientist, adjunct professor to professor and the head of the laboratory of metallurgy in Aalto University. Also he kept professor position at the University of Oulu, Finland, as well as an invited concurrent professor at Northeastern University, Shenyang, China (2014-2019).

His research subjects and interest areas are modeling, simulation, and optimization of metallurgical processes especially for steelmaking area from converter to hot rolling including ladle treatments, continuous casting, solidification, materials microstructures, as well as cooling and reheating phenomena. The main aim of the research is to develop high-level scientific simulation tools for metallurgical processes, especially for continuous casting and solidification.

Seppo Louhenkilpi is co-developer of many software as IDS, Tempsimu, CastManager, SlabManager, FurnaceManager, and a special tool to analyse OES-PDA output data for calculation the status of inclusions and total oxygen content (TOC) from lollipop or other samples taken from production in steel plants.

He is one of the founders of the Casim Consulting Oy company, which develops computationally fast, highly scientific, easy-to-use, and holistic tools and systems for steel industry. At present he is the managing director of this company.

Seppo Louhenkilpi is extensively networked as a project leader/manager with the international research community (especially in Europe, USA, Canada, India, China, and Brazil) and involved in joint research projects within the EU (RFCS-Research foundation for coal and steel) program and other international exchange.

He is a member of the Editorial board of the scientific and technical Journal "Metal and Casting of Ukraine".

The Editorial Board of the scientific and technical Journal "Metal and Casting of Ukraine" congratulates Professor Seppo Louhenkilpi on his birthday and wishes him prosperity, to be healthy and successful!



ПАМ'ЯТАЄМО

НАЙДЕКА Володимира Леонтійовича



Рік тому перестало битися серце видатного вченого в галузі металургії та матеріалознавства, багаторічного директора і ветерана Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України, активного організатора науки, доктора технічних наук, заслуженого діяча науки та техніки України, академіка Національної академії наук України **Володимира Леонтійовича Найдека**.

Дирекція та колектив Інституту, друзі та колеги зберігають світлу пам'ять про Володимира Леонтійовича, який є прикладом відданого служіння науці.

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: www.steelcast.com.ua
Надруковано ТОВ «Про формат», вул. Маршала Жукова, 45 Б.