



Міністерство освіти та науки України
Національна академія наук України



Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»

Фізико-технологічний інститут
металів та сплавів НАН України



Український державний університет науки та технологій

Асоціація ливарників України



Національний університет «Одеська політехніка»

Національний університет «Запорізька політехніка»



Otto von Guericke University Magdeburg

AGH University of Krakow



Запорізька торгово-промислова палата



МАТЕРІАЛИ

XXI МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

ЛИТВО 2025

XIV МІЖНАРОДНОЇ

НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

МЕТАЛУРГІЯ 2025



27 – 29 травня 2025 РОКУ

УКРАЇНА, ХАРКІВ-КИЇВ

2025

УДК 621.74+669(063)

Л64

ISBN 978-617-05-0544-6

Литво. Металургія. 2025: Матеріали XXI Міжнародної науково-практичної конференції (27-29 травня 2025 р., м. Харків-м. Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Харків, НТУ «ХПІ». – 509 стор.

У збірнику представлено матеріали, що стосуються актуальних проблем ливарного і металургійного виробництва: отримання, обробки та структуроутворення сплавів; прогресивні технології та обладнання в ливарному виробництві; перспективні формувальні матеріали і суміші, технологічні процеси виготовлення форм і стрижнів; моделювання, комп'ютерні та інформаційні технології в ливарному виробництві; спеціальні способи литва та литва композиційних матеріалів; методи контролю ливарних і металургійних процесів, економіка та екологія ливарного виробництва.

Матеріали призначені для інженерно-технічних працівників металургійних і машинобудівних підприємств і науково-дослідницьких інститутів, аспірантів і студентів вищих навчальних закладів.

Друкується за рішенням Вченої ради Національного технічного університету «Харківського політехнічного інституту», протокол № 5 від 18.04.2025

Відповідальність за достовірність інформації, що викладена в матеріалах конференції, несуть їх автори.

<https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2025>

Foundry. Metallurgy. 2025: Materials of the XXI International Scientific and Practical Conference (May 27-29, 2025, Kharkiv-Kyiv) / Proceedings ed. Dr.Sci., Prof. Ponomarenko O.I. - Kharkiv, NTU "KhPI". - 508 pages.

The Proceeding presents materials related to the current problems of foundry and metallurgy: obtaining, processing and structuring of alloys; advanced technologies and equipment in foundry production; promising molding materials and mixtures, technological processes of manufacturing molds and rods; modeling, computer and information technologies in foundry production; special methods of casting and casting of composite materials; methods of control of foundry and metallurgical processes, economics and ecology of foundry production.

The Proceeding is intended for engineering and technical workers of metallurgical and machine-building enterprises and research institutes, graduate students and students of higher educational institutions.

Printed by the decision of the Academic Council of the National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Protocol No. 5 dated 04.18.2025

The authors are responsible for the accuracy of the information presented in the Proceeding

ISBN 978-617-05-0544-6

© НТУ «ХПІ», 2025

Сокол Є.І. – д.т.н., проф., ректор Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут» (НТУ «ХПІ»), Харків;

Нарівський А.В. – д.т.н., проф., член-кор. НАН України, директор Фізико-технологічного інституту металів та сплавів Національної академії України (ФТІМС НАН України), Київ;

Марченко А. П. – д.т.н., проф., проректор з наукової роботи НТУ «ХПІ», Харків;

Пройдак Ю. С. – д.т.н., проф., проректор з наукової роботи Українського державного університету науки і технологій (УДУНТ), Дніпро;

Шинський О. Й. – д.т.н., проф., президент Асоціації ливарників України (АЛУ), зав. відділом ФТІМС НАН України, Київ;

Величко О.Г. – д.т.н., проф., член-кор. НАН України, директор Дніпровського металургійного інституту УДУНТ, Дніпро;

Агравал П. Г. – к.х.н., доц., зав. каф. Донбаської державної машинобудівної академії (ДДМА), Краматорськ;

Антонюк Д.А. – д.е.н., проф., віце-президент Запорізької торгово-промислової палати (ЗТПП), Запоріжжя;

Burbelko A. – Dr.Sci., Prof., AGH University of Krakow, Краків, Польща;

Верховлюк А.М. – д.т.н., проф., зав. відділом ФТІМС НАН України, Київ;

Гнилокурченко С. В. – к.т.н., старш. дослідник, зав. відділом ФТІМС НАНУ, вчений секретар АЛУ, Київ;

Єпіфанов В.В. – проф., директор ННІ Механічної інженерії та транспорту НТУ «ХПІ», Харків;

Предраг Дашич – SaTCIP (Scientifical and Technical Center for Intellectual Property) Ltd., Vrnjicka Banja; Serbia;

Дурягіна З. А. – д.т.н., проф., зав. каф. Національного університету "Львівська політехніка", Львів;

Іванов В.Г. – д.т.н., доц., зав. каф. НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя;

Ісмаїлов Н.Ш. – д.т.н., проф., Азербайджанська державна морська академія, Азербайджан;

Калюжний П.Б. – к.т.н., заст. директора з наукової роботи ФТІМС НАН України, Київ;

Квасницька Ю.Г. – д.т.н., член-кор. НАН України, зав. відділом ФТІМС НАН України, Київ;

Клименко С. І. – к.т.н., директор Держ. департаменту ливарного виробництва, Київ;

Кузик О.В. – к.т.н., доц., зав. каф. Центральноукраїнського національного технічного університету, Кропивницький;

Лисенко Т. В. – д.т.н., проф., зав. каф. НУ «Одеська політехніка», Одеса;

Мазур В.Л. – д.т.н., проф., член-кор. НАН України, гол. наук. співр. ФТІМС НАН України, Київ;

Мілко Міланов – президент Європейської Ливарної Асоціації /CAEF, Керівник «Кластера ливарних технологій» («Інститут лиття металів та ливарних технологій» та «ТЕЛЕМАТ ТРЕЙД ООД»), Софія, Болгарія;

Наумик В.В. – д.т.н., проф., проректор з науково-педагогічної роботи та міжнародної діяльності НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя;

Нізяєв К. Г. – д.т.н., проф., зав. каф. Дніпровського металургійного інституту УДУНТ, Дніпро;

Пономаренко О. І. – д.т.н., проф., зав. каф. НТУ «ХПІ», віце-президент АЛУ, Харків;

Рюдигер Б. – д.т.н., проф., зав. каф. Магдебурзького університету ім. Отто-фон Геріке, Магдебург, Німеччина;

Stonys R. – Dr. Sci., Director, Vilnius Gediminas technical university, Вільнюс, Литва;

Савельєв С.Г. – д.т.н., доц., зав. каф. Криворізького національного університету, Кривий Ріг;

Сігарьов Є. М. – д.т.н., проф., зав. каф. Дніпровського державного технічного університету (ДДТУ), Кам'янське;

Турчанін М. А. – д.х.н., проф., проректор з наукової роботи, управління розвитком та міжнародних зв'язків ДДМА, Краматорськ;

Фесенко А. М. – к.т.н., проф., перший проректор ДДМА, Краматорськ;

Хричиков В. Є. – д.т.н., проф., зав. каф. УДУНТ, Дніпро;

Шалевська І.А. – д.т.н., заст. директора з наукової роботи ФТІМС НАН України, Київ;

Ефенберг Г. – доктор, MSI (Material Science International), Штудгарт, Німеччина;

Ямшинський М. М. – д.т.н., проф., зав. каф. Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут ім. І. Сікорського», Київ.

**МАТЕРІАЛІВ ХХІ МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
«ЛИТВО-2025»**

В.І. Альохін, А.П. Марченко. ЗМІНА ПАРАДИГМИ РОЗВИТКУ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ШЛЯХОМ ВПРОВАДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ІНДУСТРІЇ 4.0 ДЛЯ ДОСЯГНЕННЯ ЦІЛЕЙ СТАЛОГО РОЗВИТКУ	14
Є. Г. Афтандіянц. ДОСЛІДЖЕННЯ РІДКОТЕКУЧОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ	18
Є. Г. Афтандіянц. ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ СТРУКТУРИ ТА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ГУСТИНУ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ	22
Є. Г. Афтандіянц. МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ УТВОРЮВАННЯ ТА РОЗВИТКУ ТРИЩИН В ВИЛИВКАХ З КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ.....	25
А. С. Барсук. ОЦІНКА ЕФЕКТИВНОСТІ ДОДАТКОВОГО ЛЕГУВАННЯ ДООБТЕКТИЧНОГО ЗНОСОСТІЙКОГО ЧАВУНУ БОРОМ.....	29
Т.В. Берлізева, В.Г. Гавришев, І.О. Шевченко, Чжан Цзяньгуан.ПОКРАЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ФОРМУВАЛЬНИХ ТА СТРИЖНЬОВИХ СУМІШЕЙ НА РІДКОМУ СКЛІ.....	31
В. І. Белік, А. Г. Пригунова, В. Д. Бабюк, Є. А. Жидков. МЕТОДИКА ОПТИМІЗАЦІЇ СКЛАДУ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО ПОРШНЕВОГО СПЛАВУ.....	33
І. М. Білоник, О. Є. Капустян, В. Я. Грабовський, Д. І. Білоник, Г.М. Лаптева. ЛЕГУВАННЯ МОЛІБДЕНОМ ВІДЛИВОК ВТОРИННОГО α -ТИТАНУ ПРИ БЕЗКАМЕРНОМУ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ ЛИТТІ.....	37
Д. І. Білоник, Г.М. Лаптева, Г.В. Канашевіч, О.Є. Капустян, І. М. Білоник, Є.Я. Губар. БЕЗКАМЕРНЕ ЕЛЕКТРОШЛАКОВЕ ЛИТВО ЗЛИВКІВ ВТОРИННОГО α -ТИТАНУ ДЛЯ КАТОДІВ УСТАНОВОК PVD.....	41
Д. І. Білоник, І.М. Погрелюк, С.М. Лавриць, Р.В. Проскурняк, І. М. Білоник. КОРОЗІЙНА ТРИВКІСТЬ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИХ ВІДЛИВОК ВТОРИННОГО α -ТИТАНУ ЛЕГОВАНОГО МОЛІБДЕНОМ.....	45
V. V. Boyko, A. Springer, K. V. Mykhalenkov, O. Kessler. Effect of Li on the structure formation of AlMg5Si2Mn-type casting alloy.....	50
А. Ю. Борисенко, Л. С. Молчанов, Т. С. Голуб. ВПЛИВ ГАЗІВ (O, N, H) НА СТРУКТУРУ ВЛИВОК ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ З СІРОГО ЧАВУНУ.....	54

В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук, Н. П. Моїсеєва, С. М. Медвідь, В. О. Овсянников. РОЗРОБЛЕННЯ ЕКОНОМНОГО РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ І СТАБІЛІЗУВАННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....	57
В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. О. Ясинський, О. О. Ясинська, Н. П. Моїсеєва, В. О. Овсянников. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ І ЛЕГУВАННЯ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ПЕРЛІТНОГО КЛАСУ.....	59
В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук, Н. П. Моїсеєва, С. М. Медвідь. ТЕХНОЛОГІЧНІ РІШЕННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЛИВАРНИХ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ ПЕРЛІТНОГО КЛАСУ.....	61
В. Б. Бубликов, Д. М. Берчук, О. О. Ясинський, В. О. Овсянников. ВПЛИВ МАГНІЙ-КАЛЬЦІЄВОЇ ЛІГАТУРИ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....	63
В. Б. Бубликов, О. О. Ясинський, Ю. Д. Бачинський, О. О. Ясинська, Д. М. Берчук. ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ НІКЕЛЕМ ТА МІДДЮ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ	65
М.М. Воробйов, О.І. Пономаренко, Т.В. Берлізева, Фен Ґан. ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЛИВАРНИХ ФОРМ ЗА РАХУНОК ПОКРАЩЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ.....	67
В. А. Гнатуш. РИНОК МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ 2021-2024.....	70
В. А. Гнатуш. НАПРЯМКИ РОЗВИТКУ ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОГО ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА В ХХІ СТОЛІТТІ.....	75
С.В. Гнилокурченко, О.В. Бякова, А.О. Власов, Євіч Я.І., Д.С. Кітранов. МІЦНІСТЬ ТА ЖОРСТКІСТЬ СПІНЕНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПРИ СТИСНЕННІ.....	78
В. С. Дорошенко, С. І. Клименко, І. В. Хорошко. ІННОВАЦІЇ У ДИЗАЙНІ КАРКАСНИХ МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ: ТЕХНОЛОГІЇ МАЙБУТНЬОГО	81
В. С. Дорошенко, С. І. Клименко. СУЧАСНІ ПІДХОДИ ДО ВИРОБНИЦТВА ВИСОКОТЕХНОЛОГІЧНИХ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ВІТЧИЗНЯНОГО ВАГОНОБУДУВАННЯ.....	86
В. С. Дорошенко, С. І. Клименко, Ю. А. Федюк. ЗАПІРНА ТРУБОПРОВІДНА АРМАТУРА З ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ: СВІТОВИЙ ДОСВІД ТА ПЕРСПЕКТИВИ ДЛЯ УКРАЇНИ.....	89

В. С. Дорошенко, В.О. Шинський, ВІД НАДМІРНОГО ТИСКУ ДО ПОМІРНОГО ВАКУУМУ В ПОРОЖНИНІ ЛИВАРНОЇ ФОРМИ З ПОЛІМЕРНОЮ МОДЕЛЛЮ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ.....	93
В. С. Дорошенко, О. В. Нейма. ПОЄДНАННЯ 3D-ТЕХНОЛОГІЙ І ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ ПРИ СТВОРЕННІ ПОРИСТОГО МЕТАМАТЕРІАЛУ ДЛЯ ПОЛІМЕРНИХ ЛИВАРНИХ МОДЕЛЕЙ	97
Ю.В. Доценко, В.Ю. Селівьорстов. ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДІВ АКТИВНОЇ ВЗАЄМОДІЇ ПРИ ЗАТВЕРДІННІ АЛЮМІНІЄВИХ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Si.....	102
С.Д. Євтушенко, О.В. Акімов. ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЙ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ КРИСТАЛІЗАЦІЄЮ ПІД ТИСКОМ.....	104
Н.С. Євтушенко, А.А. Джанік'ян. ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЛИВАРНОГО ЦЕХУ ЧЕРЕЗ ІНТЕГРОВАНЕ МОДЕЛЮВАННЯ.....	106
Н.С. Євтушенко, І.О. Мезенцева. УМОВИ ПРАЦІ В ЛИВАРНИХ ЦЕХАХ ТА ЇХ ВПЛИВ НА РОБОЧИЙ ПРОЦЕС.....	109
Н.С. Євтушенко, О.І. Пономаренко, В.О. Василець. РОЛЬ СТОХАСТИЧНИХ ФАКТОРІВ У ЗАБЕЗПЕЧЕННІ СТАБІЛЬНОЇ ЯКОСТІ ЛИВАРНОЇ ПРОДУКЦІЇ.....	113
Є.Д. Євтушенко, О.І. Пономаренко, М.Й. Заполовський. ПОЄДНАННЯ 3D ТЕХНОЛОГІЙ ТА ІТ У ЛИВАРНІЙ СПРАВІ.....	115
Н.С. Євтушенко, Є.О. Семенов. ЕКОБЕЗПЕКА В УМОВАХ ЛИВАРНОГО ЦЕХУ.....	118
Н.С. Євтушенко. ПРАКТИЧНИЙ ПІДХІД ДО ОХОРОНИ ПРАЦІ В ЛИВАРНОМУ ЦЕХУ.....	120
М.І. Замятін, В.М. Замятін. ВИГОТОВЛЕННЯ ЕЛЕКТРОПРОВІДНОЇ МОДЕЛІ З СИЛІКОНОВОЇ ГУМИ ДЛЯ ЕЛЕКТРОФОРЕТИЧНОГО ФОРМУВАННЯ.....	124
М.І. Замятін, В.М. Замятін, Є.С. Єфімець. ТЕХНОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ ЛИТТЯ З КАМІННЯМ У ЮВЕЛІРНІЙ СПРАВІ.....	125
В. Г. Іванов, В. П. Каргинов. ЕФЕКТИВНИЙ ФЛЮС «ЩИТ» ДЛЯ ПЛАВЛЕННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....	129
Л.Х. Іванова, Є.В. Колотило. ДОСЛІДЖЕННЯ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ПОЛОВИНЧАСТИХ ЧАВУНІВ.....	131
Д. В. Іванченко. СУЧАСНИЙ СПОСІБ ВІДНОВЛЕННЯ ЦИРКОНІЮ ІЗ ЙОГО СПОЛУК У СЕРЕДОВИЩІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....	133

В. В. Каверинський, А. І. Троцан, З. П. Сухенко. КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ВЗАЄМОДІЇ КРЕМНІЄВОГО ВКЛЮЧЕННЯ І АЛЮМІНІЄВОЇ МАТРИЦІ ПРИ ДЕФОРМАЦІЇ І РУЙНУВАННІ.....	136
Ю. Г. Квасницька, С. Я. Шипицин, В. Г. Новицький, Н. В. Кир'якова, І. В. Олексенко. ПОВЕДІНКА ВУГЛЕЦЮ ТА МІДІ В ПОВЕРХНЕВОМУ ШАРІ ЗНОСОСТІЙКОЇ СТАЛІ СФОРМОВАНОМУ ПІД ЧАС ТЕРТЯ	140
С. В. Кирилах. МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ЯКІСТЬ МАТЕРІАЛІВ У ВИРОБНИЦТВІ ЛИВАРНИХ ФОРМ МЕТОДОМ 3D-ДРУКУ.....	143
С. В. Кирилах. АДИТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ ДЛЯ ВДОСКОНАЛЕННЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	146
С. В. Кирилах. ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ЗРАЗКІВ КОРПУСНИХ ДЕТАЛЕЙ ІЗ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ АДИТИВНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ.....	149
Т.В. Кімстач, А.П. Білий, О.П. Білий, В.Ф. Мазорчук, Ю.С. Воронко. ВЛИВ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ ЛИВАРНИХ БЕЗОЛОВ'ЯНИХ БРОНЗ НА ЇХ РІДКОПЛИННІСТЬ.....	151
В.В. Кудін, В.Г. Єфременко, В.М. Сажнев, М.О. Кармазін, О.М. Шалдін. ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯМ ВАНАДІЄМ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ.....	153
Т. Л. Кузнєцова, М. П. Бродніковський. ПІДВИЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ ХРОМОВИХ СПЛАВІВ ЗА РАХУНОК ОПТИМІЗАЦІЇ ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВУ ТА УПРАВЛІННЯ МОРФОЛОГІЄЮ РОЗПОДІЛУ ДОМІШОК ВТІЛЕННЯ	157
Є.Є. Лаврик. ВПЛИВ КОНСТРУКЦІЇ НАДЛИШКІВ НА ФОРМУВАННЯ УСАДКИ У СТАЛЬНИХ ВИЛИВКАХ ТИПУ «КОРПУС».....	161
Ф. Л. Леоха, В. Є. Хричиков. ТЕНДЕНЦІЇ У ВИРОБНИЦТВІ І ЗАСТОСУВАННІ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ.....	163
Т. В. Лисенко, Є. М. Козішкурт, К. О. Крейцер. ВИКОРИСТАННЯ МОДЕЛЮВАННЯ ГІДРОДИНАМІКИ ЗГЛАДЖЕНИХ ЧАСТИНОК ДЛЯ АНАЛІЗУ ТА ОПТИМІЗАЦІЇ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ.....	166
Т.В. Лисенко, О.С. Рудий, А. Прокоф'єва. ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ТРУБОПРОВІДНОЇ АРМАТУРИ	168

В. Ю. Лисенков. ВИЗНАЧЕННЯ ПЕРВИННИХ ДАНИХ ПО ЗВ'ЯЗКУ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ІМПУЛЬСНОЇ ФОРМОВКИ ТА ТВЕРДОСТІ РАЗОВИХ ПІЩАНИХ ФОРМ.....	171
В. М. Ломакін, В. М. Кропівний, Є. Г. Афтанділянц, С. В. Гнилокурченко. МОДЕЛЮВАННЯ ТА ЧИСЕЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗАЗОРУ З ГАЗОВИМ ПРОШАРКОМ В КОКІЛІ НА КІНЕТИКУ ТВЕРДІННЯ І СТРУКТУРУ ЧАВУННИХ МЕЛЮЧИХ КУЛЬ.....	173
І.В. Лук'янов, О.І. Пономаренко. РЕОЛОГІЧНІ МОДЕЛІ ТА ЇХ ВЛАСТИВОСТІ ДЛЯ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ.....	177
В.В. Мазур. ЗАСТОСУВАННЯ ВОГНЕТРИВІВ ІЗ МУЛІТОКРЕМНЕЗЕМИСТОГО ВОЛОКНА – ЕФЕКТИВНИЙ ЗАСІБ ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЇ І ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯ В МЕТАЛУРГІЇ	180
A.T. Mamedov, N.Sh. Ismailov, A.I. Babayev, M.Ch. Huseynov, A.A. Jafarova. ON THE MECHANISM OF CRACK FORMATION IN STEEL SHIP HULL STRUCTURES.....	181
S.M. Mezentssev, O.I. Ponomarenko. POSSIBILITY OF PROCESSING OXIDIZED SECONDARY RAW MATERIALS BY METALLURGICAL METHOD.....	183
І. О. Мезенцева, Н. С. Євтушенко, В. О. Орлова, О. Г. Мартиненко. ВЕНТИЛЯЦІЯ ВИРОБНИЧИХ ПРИМІЩЕНЬ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ	185
І. О. Мезенцева, О.О. Кузьменко, В.С. Вамболь. ПРОФЕСІЙНІ ЗАХВОРЮВАННЯ ПРАЦІВНИКІВ ДОБУВНОЇ ТА МЕТАЛУРГІЙНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ.....	188
A. V. Narivskiy, S. L. Polyvoda, M. M. Voron, A. Yu. Semenko. INFLUENCE OF MOLD ROTATION SPEED DURING CENTRIFUGAL CASTING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HOLLOW CASTINGS.....	191
О.О. Наумик, О.О. Педаш, Д.О. Тьомкін, В.В. Наумик. ТЕХНОЛОГІЧНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ПОКРАЩЕНИХ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ТА ЕКОНОМІЧХ ПОКАЗНИКІВ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ З ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ТА ЕНЕРГЕТИЧНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ.....	194
І. А. Небожак, В. Г. Новицький, О. В. Дерев'янка, О. А. Каранда. ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ЗАЛИВАННЯ ТА ВМІСТУ ІНТЕРМЕТАЛІДУ FeCr У «ТІЛІ» ДИСПЕРСНО-НАПОВНЕНОЇ МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ, НА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ НУЛЬМІРНОГО ЛКМ СИСТЕМИ [Al - FeCr].....	196
А. М. Недужий, А. Г. Вернидуб. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПЕРЕМІШУВАННЯ ТА ПОДАЛЬШОЇ ІМПУЛЬСНОЇ СИЛОВОЇ ОБРОБКИ МЕТАЛУ В ТВЕРДО-РІДКОМУ СТАНІ	

НА ФОРМУВАННЯ ВИЛИВКІВ З НЕДЕНДРИТНОЮ СТРУКТУРОЮ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ІЗ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7Ч.....	201
А. М. Недужий, А. Г. Борисов. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МІКРОСТРУКТУРИ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7Ч НА КОЕФІЦІЄНТ ТЕРТЯ.....	
О. П. Нестерук, В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, Н. П. Моїсєєва, С. М. Медвідь. ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ ПЕРЛІТНОГО КЛАСУ З ПІДВИЩЕНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ.....	206
Д. А. Ніколаєв. ІДЕНТИФІКАЦІЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМУ ВАГРАНОЧНОЇ ПЛАВКИ ЗА АНАЛІЗОМ ШЛАКУ	208
V. G. Novytskyi, V. L. Lakhnenko, Yu. G. Kvasnytska, V. V. Tykhonovych, S. Ya. Shypytsyn, I. A. Nebozhak, I. V. Oleksenko. TRIBOLOGICAL CHARACTERISTICS OF CAST Fe-Cr-C ALLOYS WITH (0; 0.4; 14.0% Cu) IN SLIDING FRICTION.....	210
О. В. Ноговіцин, В. О. Середенко, О. В. Середенко. МОРФОЛОГІЯ ЗЕРЕН ОСНОВИ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Cu-Fe.....	216
А. С. Нурадинов, К. А. Сіренко, О. В. Чистяков, І. А. Нурадінов, С. В. Пригунов. МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПОВЕРХНЕВИХ ФАКТОРІВ НА ЗАРОДЖЕННЯ КРИСТАЛІВ У МОДЕЛЬНИХ СЕРЕДОВИЩАХ.....	220
О.І. Погребський, В.Б. Чумаченко, І.А. Костенко. ВПЛИВ ТЕРМООБРОБКИ НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ГЛИН.....	224
А. О. Потапов, А. А. Севоян, С. Д. Євтушенко, П. С. Пензєв, О. В. Акімов. ВИБІР СПЛАВУ ТА ОБҐРУНТУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИКОНАННЯ ЛИТИХ ПОРШНІВ.....	227
А. Г. Пригунова, О. В. Ноговіцин, Т. А. Аюпова, М. В. Кошелев, О. А. Носко. ПЕРЕТВОРЕННЯ У СПЛАВІ 7075 СИСТЕМИ Al-Zn-Mg-Cu ЯК ПІДҐРУНТЯ ВИЗНАЧЕННЯ ПАРАМЕТРІВ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ «ВАЛКОВА РОЗЛИВКА – ТЕРМІЧНА ОБРОБКА».....	229
А.Г. Пригунова, О.В. Ноговіцин, Т. А. Аюпова, О. В. Аболіхіна, О. А. Носко. СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО СПЛАВУ 7075 У ТЕХНОЛОГІЧНОМУ ПРОЦЕСІ «ВАЛКОВА РОЗЛИВКА – ТЕРМІЧНА ОБРОБКА».....	233
А.А. Ригальов, П. С. Пензєв, В. С. Кузьмін, В. В. Радченко, О. В. Акімов. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ МЕТАЛЕВОГО ЗВ'ЯЗКУ В БІМЕТАЛІЧНИХ ВИЛИВКАХ СИСТЕМИ ЧАВУН – ТИТАНОВИЙ СПЛАВ.....	238
А.А. Ригальов, А. А. Севоян, В. Ю. Кузніченко, О. В. Масалітіна., О. В. Акімов, Ян Веньцє. ОБҐРУНТУВАННЯ ПАРАМЕТРІВ ЛИТОГО ЧАВУННОГО ПОРШНЯ З ТИТАНОВОЮ ВСТАВКОЮ.....	240

В.Ю. Селівьорстов, Ю.В. Доценко, Т.В. Селівьорстова. ВИКОРИСТАННЯ КОМПЛЕКСНОГО ВПЛИВУ НА ВЛАСТИВОСТІ ЛИТОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-SI В ПРОЦЕСІ ЗАТВЕРДІННЯ.....	241
А. Ю. Семенко, В. І. Вейс, Р. Ф. Ліхацький, І. Ф. Ліхацький. МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИТОЇ СТАЛІ Fe-30Mn-10Al-1C, МОДИФІКОВАНОЇ МОЛІБДЕНОМ І БОРОМ.....	244
С. В. Семірягін. ПЕРЕРОБКА ЗАЛИШКІВ ШКІРЯНИХ ВИРОБІВ У ФЕРОХРОМ ЗА ДОПОМОГОЮ АЛЮМОТЕРМІЧНОГО ПРОЦЕСУ.....	246
Р. А. Сергієнко, О. А. Щерецький, В. О. Щерецький, Д. С. Каніболоцький, Р. С. Сергійко, О. В. Железняк, М. І. Науменко, В. В. Железняк, А. М. Верховлюк. ДОСЛІДЖЕННЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОКИСНЕННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ.....	249
O.S. Serhiienko, S.S. Solokov. THE POTENTIAL FOR AI-DRIVEN QUALITY CONTROL IN UKRAINIAN FOUNDRIES.....	254
О.С. Сергієнко. ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ МЕТОДІВ ШВИДКОГО ПРОТОТИПУВАННЯ: 3D-ДРУК І ЛИТТЯ ЗА ВИТОПЛЮВАНИМИ МОДЕЛЯМИ ІЗ ВИКОРИСТАННЯМ ГНУЧКИХ АЛЬГІНАТНИХ ТА СИЛІКОНОВИХ ПРЕС-ФОРМ.....	257
К.А. Сіренко, В.Л. Мазур. ПЕРЕДУМОВИ ТА ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ У ПРОМИСЛОВOSTІ НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЧАВУННОГО ЛИТВА	260
О. М. Смірнов, М. М. Ворон, А. М. Тимошенко, Ю. П. Скоробагатько, С. Л. Шваб, А. Ю. Семенко. ТЕМПЕРАТУРНІ РЕЖИМИ ДЕФОРМАЦІЙНОЇ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛЕЙ Fe-(25-28)Mn-(10-12)Al-(1-3)Ni-(0-3)Cr-1Si-0.2V-(1-1.4)C.....	262
О. М. Смірнов, В. М. Фіксен, М. С. Горюк, Ю. П. Скоробагатько, А. Ю. Семенко, С. В. Семірягін, А. О. Горшков. КОМПЛЕКСНЕ РАФІНУВАННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В МАГНІТОДИНАМІЧНІЙ УСТАНОВЦІ.....	265
N.Ye. Tverdokhliebova, O.I. Ponomarenko. RISKS OF FIRE AT METALLURGICAL ENTERPRISES.....	268
Н. Є. Твердохлебова. УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ В УМОВАХ СТАЛОГО РОЗВИТКУ	271
Н. Є. Твердохлебова. ШЛЯХИ ЗАПОБІГАННЯ МЕХАНІЧНИМ НЕБЕЗПЕКАМ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ.....	274

А. М. Тимошенко, О. В. Шматко, В. П. Лихошва, М. О. Кудрявченко, Л. М. Клименко. ЛИВАРНО-ІНДУКЦІЙНИЙ МЕТОД ОДЕРЖАННЯ БІМЕТАЛЕВИХ ТА ТРИШАРОВИХ ВИРОБІВ.....	276
В. В. Тихонович, О. М. Грипачевський, Ю. Г. Квасницька, В. Г. Новицький. ВПЛИВ ДОДАТКОВОГО ЛЕГУВАННЯ ЛИТИХ ХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ МОЛІБДЕНОМ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ДЕТАЛЕЙ НАСОСНОГО УСТАТКУВАННЯ.....	279
М.С. Тренъов, О.І. Пономаренко. ВИКОРИСТАННЯ НАНОДИСПЕРСНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВДОСКОНАЛЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ.....	285
М. А. Фон Прусс. ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ ІЗ МІСТОМ ЗАЛІЗА ДО 2 % МАС. В УМОВАХ ДІЇ ЗМІННОГО ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ.....	287
В.Є. Хричиков, О.В. Меняйло, О.Д. Семенов. ОСОБЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ КОКІЛІВ З ЛИТИМИ КАЛІБРАМИ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ ДЛЯ СОРТОВИХ ПРОКАТНИХ СТАНІВ.....	291
Т. Г. Цір, А. Г. Вернидуб. ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ, ЯК ФАКТОР ПІДВИЩЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА	293
Т. Г. Цір, А. Г. Вернидуб, В. Д. Бабюк, Є. А. Жидков. ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ AL-SI СПЛАВІВ, ЛЕГОВАНИХ ЗАЛІЗОМ.....	297
Yu. G. Chabak, E. A. Barma, V. G. Efremenko, I. M. Olejnik. LASER SURFACE MODIFICATION OF POWDER MANUFACTURED STEEL FOR COLD WORK TOOL	299
О. А. Шаповалов, А. А. Севоян, С. Д. Євтушенко, О. В. Масалітіна, О. В. Акімов, Лі Цзінтао. МЕТОДИКА ОТРИМАННЯ БІМЕТАЛІЧНИХ ВИЛИВКІВ НА ОСНОВІ ТИТАНУ ТА ЧАВУНУ.....	301
І. О. Шевченко, С. Д. Євтушенко, П. С. Пензєв, О. В. Масалітіна, О. В. Акімов. ВИБІР ВІДНОВНИКА ОКСИДУ ТИТАНУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ МІЦНОСТІ ЗВ'ЯЗКУ В БІМЕТАЛІЧНІЙ КОМПОЗИЦІЇ ЧАВУН – ТИТАНОВИЙ СПЛАВ.....	303
П.В. Шелепко, О.І. Пономаренко. МЕТОДИ ВИГОТОВЛЕННЯ ВІДЛИВОК ЛИТИХ РОБОЧИХ КОЛІС НАСОСІВ.....	305
О. Й. Шинський, І. А. Шалевська, П. Б. Калюжний, Ю. Г. Квасницька, О. В. Нейма, А. В. Шалевський. ОСОБЛИВОСТІ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ОДЕРЖАННІ РІЗНОВИДІВ АРМОВАНИХ СТАЛЕВИХ ОБОЛОНКОВИХ КОНСТРУКЦІЙ.....	308

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2025

С. Я. Шипицин, В. Г. Новицький, Г. Є. Федоров, Т. В. Степанова, Н. В. Кир'якова. ТРИБОЛОГІЧНІ І ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИТИХ ГРАФІТИЗОВАНИХ СТАЛЕЙ, ЛЕГОВАНИХ ВАНАДІЄМ, АЗОТОМ, МІДДЮ.....	311
CONTENT OF THE PROCEEDINGS OF THE XXI INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL CONFERENCE «LYTVO (FOUNDRY)-2025»	316
ТЕЗИ XIV МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ «МЕТАЛУРГІЯ-2025».....	325
ЗМІСТ МАТЕРІАЛІВ XIV МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕН- ЦІЇ «МЕТАЛУРГІЯ-2025»	326
CONTENTS OF THE PROCEEDINGS OF XIV INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL CONFERENCE «METALLURGY-2025»	503

В.І. Альохін, А.П. Марченко

Національний технічний університет

"Харківський політехнічний інститут", Україна, м. Харків

ЗМІНА ПАРАДИГМИ РОЗВИТКУ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ШЛЯХОМ ВПРОВАДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ІНДУСТРІЇ 4.0 ДЛЯ ДОСЯГНЕННЯ ЦІЛЕЙ СТАЛОГО РОЗВИТКУ

Ливарне виробництво та металургійний сектор є ключовими галузями промисловості України, що забезпечують значний внесок у економіку країни через виробництво, експорт та створення робочих місць [1]. У глобальному масштабі спостерігається зростання уваги до сталого розвитку промислових практик та трансформаційного потенціалу передових технологій, відомих як Індустрія 4.0. Подвійний фокус зосереджено на екологічній стійкості та технологічному прогресі, який означає охоплення не лише економічних показників, але й їхній вплив на довкілля та готовність до технологічної модернізації. Триваючий воєнний конфлікт в Україні створює, як значні перешкоди, так і унікальні можливості для цих секторів, де до перешкод можна віднести обмеженість ресурсів, пошкодження інфраструктури та проблеми з робочою силою, тоді як переваги можуть виникнути завдяки необхідності модернізації під час відбудови та потенційними змінам у глобальних ланцюгах постачання.

У 2024 році спостерігалось зростання обсягів ливарного виробництва на 25-30% [2], проте ці показники все ще значно нижчі за довоєнні рівні 2021 року, а основними споживачами ливарної продукції наразі є оборонна промисловість, залізничне господарство та сільськогосподарське машинобудування. Багато промислових підприємств стикаються з рядом труднощів, таких як робота в умовах постійної небезпеки, логістичні труднощі та порушення ланцюгів постачання, а значна частина робочої сили мобілізована до армії, що призводить до нестачі персоналу.

Вважається, що основними викликами на цей час є високі ціни на енергоносії із низьким рівнем використання виробничих потужностей, а також зростання тарифів на логістику. Низький рівень завантаження потужностей свідчить про недостатній попит або операційні обмеження, що перешкоджає прибутковості та можливості інвестування в модернізацію та ініціативи сталого розвитку.

Україна має використати можливості технологій Індустрії 4.0 для підвищення рівня розвитку свого виробничого сектору, включаючи ливарне виробництво та металургію. Цей інноваційний шлях розвитку технічних рішень є негайною задачею для вирішення котрої потрібна мобілізація всіх можливих промислових, наукових та економічних ресурсів. У жовтні 2024 року Уряд схвалив Стратегію запровадження підприємствами звітності зі сталого розвитку [3], чим офіційно підтримав глобальну програму сталого розвитку та вжив заходів для інтеграції цих принципів у національну політику та регулювання, включаючи обов'язкове звітування підприємств щодо сталого розвитку.

Зважаючи на виклики, зростає усвідомлення та з'являються зусилля щодо впровадження більш стійких практик у ливарне виробництво, особливо з огляду на майбутню інтеграцію з європейськими ринками та глобальні тенденції декарбонізації. У разі вступу України до ЄС, її підприємства будуть зобов'язані дотримуватися цільового показника Європейського зеленого курсу щодо майже нульових викидів до 2030 року. ЄС зацікавлений в інвестуванні у "зелену" металургію в Україні, прикладом є програма EU4Green Recovery East, що підтримує "зелене" відновлення України та її наближення до екологічних стандартів ЄС.

Попри загалом нижчі темпи впровадження, існують приклади українських підприємств та навчальних закладів, які почали інтегрувати технології Індустрії 4.0 у свою діяльність та навчальні програми. Деякі українські компанії використовують 3D-друк для виготовлення компонентів форм та модельного оснащення, а також засоби візуалізації та моніторингу технологічних процесів. Проектування та моделювання технологічних процесів виготовлення виливків здійснюється у системах управління життєвим циклом продукту (PLM), які відкривають нові горизонти при розробці, забезпечуючи широкий спектр переваг, які суттєво підвищують ефективність проектування, виробництва та експлуатації. Основою успішного використання PLM у цьому контексті є інтеграція параметричного дизайну, моделювання та аналізу з екологічними і технологічними вимогами, які відповідають принципам сталого розвитку та Індустрії 4.0.

Перш за все, PLM дозволяє забезпечити централізоване управління даними про продукт протягом усього його життєвого циклу, від моменту концептуального проектування до утилізації кожен етап супроводжується точною та актуальною інформацією про геометричні параметри, матеріали, виробничі процеси та результати експлуатації, а також відстежуються всі зміни у проекті та зберігаються версії 3D-моделей у єдиній базі даних. Це знижує ризики втрати даних або їх неправильного використання, особливо у складних проектах, де беруть участь команди з різних відділів або навіть компаній.

Параметризація дозволяє швидко змінювати ключові характеристики моделі (товщина стінок, розміри камер згоряння або форма ребер жорсткості), така гнучкість особливо важлива у випадках, коли необхідно враховувати нові регуляторні вимоги. Важливим аспектом використання PLM є можливість інтеграції з іншими інструментами аналізу та симуляції. Загалом, впровадження PLM у процес проектування виливків дає змогу значно скоротити час розробки, підвищити якість продукції, зменшити витрати та екологічний вплив виробництва. Тому з'являються конкурентні переваги, які задовольняють вимоги до інноваційності, сталості та ефективності. Цифровізація ливарних процесів пропонує численні потенційні переваги з точки зору ефективності, економічності та якості. Однак перехід також створює значні виклики, які необхідно подолати.

Очікується, що повоєнна відбудова значно збільшить попит на ливарну продукцію. Цей період може стати визначальним у формуванні довгострокової конкурентоздатності та екологічних показників цих галузей. Залучення інвестицій у модернізацію та "зелені" технології є вирішальним фактором, а посилення діалогу та співпраці між урядом, промисловістю та міжнародними партнерами є важливим. Орієнтація на виробництво продукції з високою доданою вартістю та "зеленої" продукції може підвищити конкурентоздатність. А розвиток кваліфікованої робочої сили, здатної експлуатувати та обслуговувати передові технології, є необхідною вимогою сьогодення.

Починаючи із впровадження стратегій Індустрії 4.0, 5.0 та подібних ним у світі, а також після формулювання основних цілей сталого розвитку у 2015 року, було надано старт до зміни не тільки економічних, екологічних стратегій, технічного переосмислення виробництва і дизайну, а й модернізації навчального процесу в університетах світу. На протязі усього цього часу були зроблені певні кроки для створення нової парадигми та впровадження і врахування її в різноманітних наукових дослідженнях [4].

У сучасному світі університети відіграють ключову роль у вирішенні глобальних викликів сталого розвитку. Інтеграція принципів сталості в освітні програми обумовлена необхідністю підготовки студентів до складних міждисциплінарних задач, що виникають у контексті зміни клімату, зростаючого попиту на ресурси та потреби у впровадженні нових підходів до виробництва й споживання [5]. Міжнародний досвід показує, що навчальні заклади, які активно інтегрують сталий розвиток у свої програми, демонструють вищу підготовку студентів до сучасних викликів. Сьогодні важливо розглядати питання сталого розвитку та необхідність розробки конкретних дій для досягнення сталого майбутнього через призму освіти [6].

Перехід до навчання, що базується на цілях сталого розвитку, вимагає трансформації програм, педагогічних методів і стратегій, які інтегрують теоретичні й практичні аспекти сталості. В протилежному випадку, якщо не зважати на світові тенденції по досягненню сталості у подальшому можемо опинитися у становищі неконкурентності не тільки продукції, а й ще самих спеціалістів, та випускників університетів, що зробить прірву між світовими технічними спеціалістами та українськими. Тому цей базис повинен закладатися ще на рівні освіти та підготовці технічних спеціалістів.

Висновки

Розвиток технологій Індустрії 4.0 кардинально змінює парадигму розвитку ливарного виробництва, спрямовуючи його на досягнення цілей сталого розвитку. Використання цих технологій дозволяє оптимізувати виробничі процеси, підвищувати якість продукції та зменшувати кількість відходів, що сприяє більш ефективному використанню ресурсів зі зменшенням впливу на довкілля. Використання замкнених циклів виробництва зменшує споживання первинної сировини та обсяг промислових відходів.

Адитивні технології та інноваційні матеріали відкривають нові можливості для виробництва складних деталей з мінімізацією відходів і споживання матеріалів. Нові сплави та композити дозволяють підвищити довговічність і ефективність кінцевої продукції. Інтелектуальні виробничі системи дозволяють швидко адаптувати процеси під індивідуальні вимоги замовників, зменшуючи потребу в надлишкових запасах, що знижує екологічне навантаження.

Список літератури

1. Liahovska, O., & Koval, L. (2022). The Current State of the Ukrainian Metallurgical Industry. *Zeszyty Naukowe Wyższej Szkoły Bankowej W Poznaniu*, 98(3). doi: <https://doi.org/10.58683/01.3001.0016.2749>
2. Castings production increased by 25-30% in 2024 — GMK Center URL: <https://gmk.center/en/opinion/castings-production-increased-by-25-30-in-2024/> (дата звернення: березень 19, 2025).
3. Про схвалення Стратегії запровадження підприємствами звітності із сталого розвитку . URL: <https://www.kmu.gov.ua/npas/pro-skhvalennia-stratehii-zaprovadzhennia-pidpriemstvamy-zvitnosti-iz-stalo-a1015r> (дата звернення: квітень 15, 2025).
4. Grenčíková, Adriana; Kordoš, Marcel; Navickas, Valentinas (2021) : The impact of Industry 4.0 on education contents, *Business: Theory and Practice*, ISSN 1822-4202, Vilnius

5. Denys Ilnytskyi, Mariia Sandul. Sustainable Development and Universities: Theory and Practice. ДВНЗ «Київський національний економічний університет імені Вадима Гетьмана». 2015. URL: <https://ir.kneu.edu.ua/server/api/core/bitstreams/c00a2bd1-e338-4914-aae2-e8e196f50f07/content> (дата звернення: березень 20, 2025).

6. Bautista Puig, Núria & Mauleón, Elba & Casado, Elías. (2019). The role of universities in sustainable development (SD). doi:<http://dx.doi.org/10.1201/b22452-5>

УДК 621.74.046:620.178.16

Є. Г. Афтанділянц

Фізико – технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

ДОСЛІДЖЕННЯ РІДКОТЕКУЧОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Рідкотекучість характеризує здатність розплаву заповнювати порожнину ливарної форми. При постійних матеріалі форми, гідравлічних і теплофізичних умовах заповнення рідкотекучість стали залежить від швидкості руху розплаву і часу утворення каркаса твердої фази, які в свою чергу залежать від властивостей рідкого металу і закономірності його кристалізації.

При наскрізній транскристалізації каркас твердої фази утворюється внаслідок стикування стовпчастих кристалітів, що ростуть від стінок форми, в тих ділянках, куди метал надходить зі знятим перегрівом. У разі ж послідовно – об'ємної кристалізації в потоці розплаву є дрібні кристалики. Вони виносяться в вершину потоку і беруть участь в утворенні суцільного твердо-рідкого каркаса, який зупиняє рух металу, ще до стикування кристалів, що ростуть від стінок форми.

При легуванні і модифікуванні конструкційної сталі відбувається зміна таких теплофізичних параметрів процесу затвердіння, як температура ліквідусу (t_L), теплота кристалізації ($q_{кр}$) і теплопровідність сталі (λ_s), що роблять істотний вплив на рідкотекучість металу.

Отже, при дослідженні впливу елементів на рідкотекучість конструкційної сталі необхідно основну увагу приділити зміни ними властивостей рідкого металу, теплофізичних параметрів затвердіння і дисперсності дендритних структури, оскільки саме ці характеристики в першу чергу визначають рівень рідкотекучості металу.

Вплив легуючих елементів, модифікаторів і домішок на рідкотекучість досліджували в області хімічних складів, характерних для низько- і середньолегованих конструкційних сталей в межах мас. долі % від 0,2 до 0,37% вуглецю; 0,97-3,2% кремнію; 0,54-3,35% марганцю; 0,79-3,09% хрому; до 0,26% ванадію; 0,013-0,028% сірки; 0,005-0,025% фосфору; 0,0022-0,028% кисню; 0,012-0,035% азоту при температурі заливання від 1500 до 1650 °С.

Рідкотекучість визначали методом вакуумного всмоктування розплаву в інтервалі температур від 1500 до 1650 °С в кварцові трубки при розрідженні $0,03 \pm 7 \cdot 10^{-4}$ МПа шляхом заміру довжини металу, котрий заповнив трубки (І). На рис. 1 наведена схема установки для вакуумного всмоктування розплаву (рис. 1а) за допомогою всмоктуючого трійника (рис. 1б), що приєднаний до кварцової трубки 7 та розташований в графітовому тиглі 9 (рис. 1а). Похибка вимірювання довжини становила $\pm 0,5$ мм.

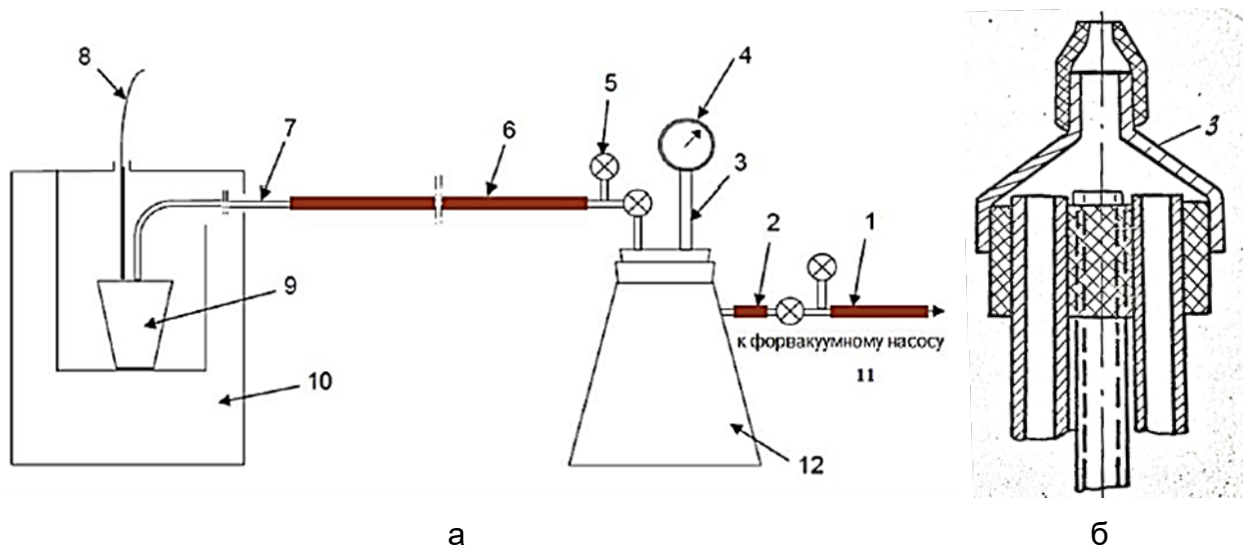


Рис. 1. – Схема установки для вакуумного всмоктування розплаву (а) і [1, 2]
1, 2, 3, 6 – вакуумні шланги; 4 - вакуумметр; 5 перемикач; 7 - кварцова трубка;
8 - термопара; 9 - графітовий тигель; 10 - піч опору; 11 - форвакуумний насос;
12 - резервуар.

Регресійний аналіз результатів дослідження рідкотекучості показав, що рідкотекучість конструкційної сталі визначається наступною залежністю:

$$l = 82,5 + 55,91 \cdot l_{\text{ст}} - 12,11 \cdot l_{\text{ст}}^2 - 5,31 \cdot 10^{-3} \cdot \sigma \cdot \rho \cdot \nu - 0,3794 \cdot \lambda_s \cdot l_{\text{ст}} \cdot l_d + 1,85 \cdot 10^{-4} \cdot \Delta t_{\text{л}} \cdot q_{\text{кр}}, \quad (1)$$

$$R=0,837; \delta=13,8 \%$$

Аналіз рівняння 1 показує, що за винятком розмірів зони стовпчастих дендритів вплив незалежних факторів на рідкотекучість стали значимо тільки при комплексної їх дії, пов'язаної зі зміною властивостей рідкого металу (ρ , ν , σ), теплоти кристалізації ($\Delta t_{\text{л}}$, $q_{\text{кр}}$), теплопровідності при температурі солідусу і дисперсності дендритної структури (λ_s , $l_{\text{ст}}$, l_d). При цьому тільки з ростом перегріву розплаву над температурою ліквідусу ($\Delta t_{\text{л}}$) і теплоти кристалізації ($q_{\text{кр}}$) відбувається збільшення рідкотекучості конструкційної сталі, збільшення ж значень інших факторів, включених в рівняння 1, призводить до зворотного ефекту.

Щодо збільшення значимості комплексного впливу, визначеного за критерієм Стюдента, з імовірністю 90% ($t_{\text{кр}} = 1,7$) фактори можна розташувати в наступній послідовності: ($\Delta t_{\text{л}} \cdot q_{\text{кр}}$ ($t_{\text{ст}} = 1,76$), теплопровідність при температурі солідусу і дисперсність дендритної структури $\lambda_s \cdot l_{\text{ст}} \cdot l_d$ ($t_p = 1,82$), $l_{\text{ст}}$ ($t_p = 2,24$), $\rho \cdot \nu \cdot \sigma$ ($t_p = 10,94$). Отже, по зменшенню ефективності впливу, в відзначених межах зміни досліджуваних параметрів, можна виділити три основні групи чинників:

1. Властивості рідкого металу;
2. Дисперсність дендритної структури;
3. Теплофізичні умови тверднення.

Приймаючи за основу сталь 20ХГСЛ, визначили ефективність впливу елементів на зміну рідкотекучості конструкційних сталей при температурі заливання 1550 °С (рис. 2)

Аналіз результатів досліджень показує, що вплив легуючих елементів на властивості рідкого металу, дисперсність дендритної структури і теплофізичні параметри тверднення таке, що за питомою ефективності збільшення рідкотекучості їх можна розташувати в наступній послідовності Si, Cr, Mn, C, V, N, V+N.

Видно, що найбільш ефективне підвищення рідкотекучості досягається при мікролегуванні стали азотом і ванадієм. Зважаючи, що одночасно з цим відбувається диспергування первинної і вторинної структури мікролегування стали азотом і ванадієм має бути одним з ефективних способів підвищення якості виливків з низько- і середньо легованих сталей.

В результаті аналізу процесу формування рідкотекучості теоретично обґрунтовано та експериментально підтверджено, що її рівень визначається дисперсністю дендритної структури, величиною перегріву розплаву над температурою ліквідусу, а також властивостями рідкого металу, теплопровідністю стали при температурі солідусу, теплотою і інтервалом кристалізації. Встановлено кількісна закономірність такого впливу, яка з ймовірністю 95% і високим ступенем достовірності (коефіцієнт кореляції $R = 0,837$) та середній помилкою апроксимації ($\delta = 13,8\%$) описує реальний процес.

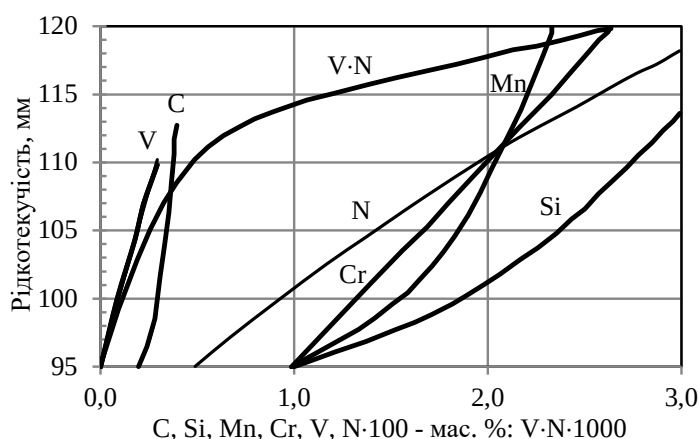


Рис. 2. Вплив елементів на рідкотекучість конструкційних сталей при температурі заливання 1550 °C. Базовий хімічний склад сталі (мас. частка %):

$C = 0,2$; $Si = 1,0$; $Mn = 1,0$; $Cr = 1,0$; $N = 0,006$.

Показано, що по збільшенню ефективності впливу інтегральних факторів на рідкотекучість конструкційних сталей їх можна розташувати в наступній послідовності: теплофізичні умови тверднення, дисперсність дендритної структури, властивості рідкого металу. При цьому з ростом перегріву розплаву над температурою ліквідусу, теплоти кристалізації і дисперсності дендритної структури відбувається зростання рідкотекучості, збільшення ж значень інших факторів призводить до зворотного ефекту.

Список літератури

1. Hua Q., Gao D., Zhang H., Zhai Q. Influence of alloy elements and pouring temperature on the fluidity of cast magnesium alloy // Materials science and engineering. 2007. № A44. s.69-74
2. Sweatman K., Nishimura T. The Fluidity of the Ni-Modified Sn-Cu Eutectic Lead Free Solder // Presented at IPC Printed Circuits Expo, APEX and the Desidners Sum-mit. Osaka Japan 2006. S.14-02-1 – 14-02-6.

Є. Г. Афтанділянц

Фізико – технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

**ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ СТРУКТУРИ ТА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ
НА ГУСТИНУ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ**

Усадкова пористість формується в місцях зрощення суміжних кристалітів і в міжгілкових ділянках дендритів і визначається гідродинамічними умовами масопереносу і фільтрації.

Найбільш сприятливі умови для гідродинамічного масоперенесення розплаву до фронту затвердіння мають місце при транскристалізації. Тільки в разі наскрізний транскристалізації при стикуванні стовпчастих кристалітів, що ростуть від протилежних стінок форми, умови живлення різко погіршуються і відбувається значний розвиток усадочної пористості.

У зоні об'ємної кристалізації умови гідродинамічного живлення металу, що твердіє менш сприятливі, так як можлива ізоляція окремих обсягів металу в рідко-твердому і твердо-рідкому станах від живильного розплаву. Проте, перевага зазвичай віддається рівновісній структурі в зв'язку з більш без упорядкованим розподілом пір.

Підвищення в'язкості і густини розплаву, а також зменшення міжгілкових відстаней призводить до погіршення умов гідродинамічного живлення міжгілкових ділянок. Разом з тим зі збільшенням поверхневого натягу на границі рідкої і твердої фаз і зі зменшенням міжгілкових відстаней зростає проникаюча сила капілярного масопереносу в каркас напівзатверділого металу. При обох способах масопереносу умови живлення поліпшуються в міру зменшення розмірів первинних кристалітів. Зменшення міжгілкових відстаней створює передумови до формування більш дрібних усадкових пір, оскільки менша кількість рідкої фази кристалізується в замкнутому міжгілковому просторі.

Істотний вплив на розвиток усадочної пористості надають температурні умови заливки і теплофізичні параметри затвердіння виливків. Отже, вплив хімічного складу сталі на розвиток в виливках усадкової пористості має бути пов'язано в першу чергу зі зміною ними властивостей рідкого металу, теплофізичних умов тверднення і дисперсності дендритної структури.

Аналіз вищенаведених результатів показує, що для ефективного управління процесом отримання якісних виливків необхідно досліджувати вплив властивостей

рідкого металу, теплофізичних умов тверднення і дисперсності дендритної структури на густину виливків.

Вплив легуючих елементів, модифікаторів і домішок на густину досліджували в області хімічних складів, характерних для низько- і середньолегованих конструкційних сталей, що містять від 0,17 до 0,42% масової частки вуглецю; 0,22 - 3,50 – кремнію; 0,63 - 3,51 - марганцю; 0,9 - 3,52 - хрому; 0,004 - 0,030 - азоту; до 0,26 ванадію.

Густину у твердому стані визначали методом гідростатичного зважування зразків діаметром 5 мм, довжиною 10 мм, вирізаних з живильника технологічної проби, в напрямку перпендикулярному руху розплаву при заповненні живильника в процесі заливки металу, нагрітого до 1600 °С, в керамічні форми, за наступною формулою:

$$\rho = \frac{m_{\text{зпов}} \cdot \rho_c}{m_{\text{зпов}} - (m_{\text{зпс}} - m_{\text{пс}})}, \quad (1),$$

де $m_{\text{зпов}}$, $m_{\text{зпс}}$, $m_{\text{пс}}$ – відповідно, маса зразку на повітрі, зразку та підвіски в спирті, підвіски в спирті, (г); ρ_c - густина спирту (г/см³).

Дослідження показали, що густина литих конструкційних сталей з імовірністю 95% описується наступною залежністю

$$\rho_{\text{ТВ}} = 0,99 - 0,172 \cdot l_{\text{ст}} \cdot \Delta_2 + 6,71 \cdot 10^{-6} \cdot \rho_p \cdot \sigma_{\text{жтв}} - 0,015 \cdot l_{\text{д}} - 6,12 \cdot 10^{-5} \cdot \Delta t_{\text{л}} \cdot \Delta t_{\text{кр}} + 5,52 \cdot 10^{-6} \cdot \rho_p \cdot \sigma_{\text{жтв}} / \eta, \quad (2)$$

$$R = 0,709; \delta = 1,2 \%$$

Аналіз формули 2 показав, що збільшення тільки двох факторів густини і міжфазного натягу розплаву призводить до зменшення пористості і, як наслідок, до зростання густини стали. У разі інших досліджених чинників спостерігається зворотна залежність або їх не значимість в межах дослідженої зміни. Щодо збільшення ефективності впливу чинники можна розташувати в наступній послідовності: дисперсність дендритної структури ($l_{\text{ст}}$, Δ_2 , $l_{\text{д}}$) властивості рідкого металу (ρ , σ_p , η), теплофізичні умови тверднення ($\Delta t_{\text{л}}$, $\Delta t_{\text{кр}}$).

Приймаючи за основу сталь 20ХГСЛ, визначили вплив елементів на зміну густини металу, залитого при температурі заливки 1550 °С (рис. 1).

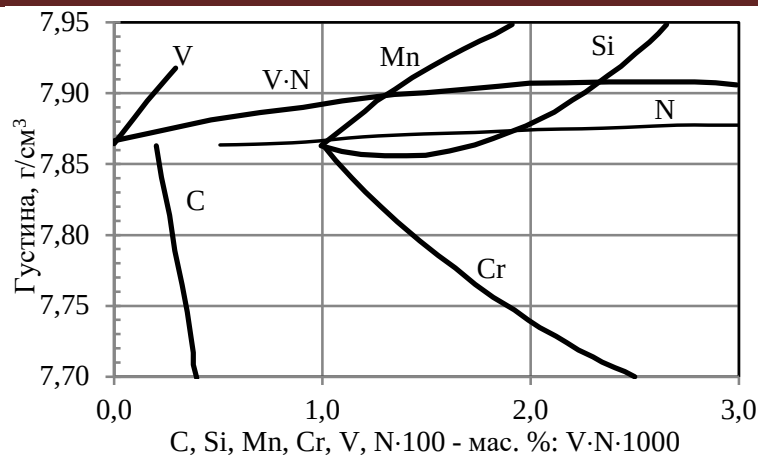


Рис. 1. Вплив елементів на густину конструкційних сталей при температурі заливання 1550 °C. Базовий хімічний склад сталі (мас. частка %): C = 0,2; Si = 1,0; Mn = 1,0; Cr = 1,0; N = 0,006.

Видно, що вплив елементів на властивості рідкого металу, інтервал кристалізації, дисперсність дендритної структури і перегрів над температурою ліквідусу такий, що вуглець і хром в середньому знижують, а кремній, марганець, ванадій, азот і спільне легування азотом і ванадієм збільшують густину сталі.

Результатами виконаних досліджень показано, що по ефективності впливу розглянутих факторів на густину сталі їх можна розташувати в наступній послідовності: дисперсність дендритної структури, властивості рідкого металу і теплофізичні умови затвердіння. Вплив легуючих елементів на ці параметри такі, що спостерігається складна багатоекстремальна зміна густини при легуванні сталі. Існують чисельні локальні екстремуми, де зі збільшенням вмісту елемента густина може як збільшуватися, так і зменшуватися.

Загальна тенденція така, що вуглець і хром знижують, а кремній, марганець, ванадій, азот і спільне легування азотом і ванадієм підвищують густину сталі. Щодо збільшення питомої ефективності зміни густини легуючі елементи можна розташувати в наступній послідовності: V, Cr, Mn, Si, N, N+V, C.

Враховуючи, що зниження густини практично завжди супроводжується погіршенням технологічних і службових властивостей сталей, одним з найбільш перспективних, з точки зору густини, методів підвищення якості виливків є легування металу азотом або спільно азотом і ванадієм.

Є. Г. Афтанділянц

Фізико – технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ УТВОРЮВАННЯ ТА РОЗВИТКУ ТРІЩИН В ВИЛИВКАХ З КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Тріщиностійкість металу при охолодженні після затвердіння виливки визначається різницею між допустимою швидкістю деформації ($V_{\text{дон}}$) і швидкістю наростання вільної ливарної усадки ($V_{\text{св}}$).

$$V_{\text{дон}} - V_{\text{св}} = (\delta_{\text{min}} - \varepsilon_{\text{xp}}) / \Delta t_{\text{xp}}, \quad (1)$$

де δ_{min} – мінімальне відносне видовження металу; ε_{xp} - величина ливарної усадки в інтервалі крихкості; Δt_{xp} - ширина температурного інтервалу крихкості.

Аналіз літературних даних показує, що утворення і розвиток тріщин у виливках в процесі охолодження після затвердіння залежить в основному від швидкості ливарної усадки, дисперсності первинної і вторинної структури стали, а також розподілу неметалевих включень.

Закономірності утворення і розвиток тріщин у виливках в процесі охолодження після затвердіння досліджували на сталях, що містять від 0,06 до 0,35% масової частки вуглецю; 0,03-2,69% кремнію; 0,1-2,54% марганцю; 0,1-3,06% хрому; 0,012-0,030% азоту; 0,001-0,028% кисню; 0,015-0,037% сірки; 0,004-0,025% фосфору, до 0,26% ванадію.

Параметри утворення і розвиток тріщин у виливках конструкційних сталей визначали шляхом реєстрації одностороннього утрудненого лінійного переміщення виливки, ескіз моделі якої наведено на рис. 1.

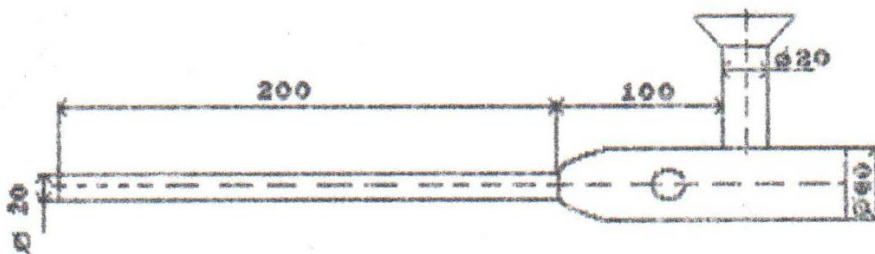


Рис. 1. . Ескіз моделі для визначення параметрів утворення і розвитку тріщин у виливках конструкційних сталей

Приймаючи, що утворення тріщин залежить значною мірою від дисперсності де-

дендритної ($l_{ст}$, Δ_2 ; l_d) і аустенітної (d_a) структури, а також від таких характеристик ливарної усадки, як температура початку усадки після пред усадкового розширення ($t_{ну}$) і величина усадки в момент зародження тріщин ($K_{лу}(t_{ну}-t_b)$) визначили кількісні закономірності такого впливу на верхню межу температурної області гарячеламкості (t_b), напруга (σ_3) і відносне подовження (δ_3), при якому відбувається зародження тріщин.

Рівняння мають такий вигляд:

$$t_b = 257 + 0,829 \cdot t_{ну} - 168,9 \cdot l_{ст} \cdot l_d \cdot \Delta_2 + 370 \cdot l_{ст} \cdot l_d \cdot \Delta_2 \cdot d_a^B, \quad (2)$$

$$R = 0,937; \delta = 0,69\%.$$

$$\sigma_3 = 9167 \cdot K_{лу} \cdot (t_{ну} - t_b) - 1,15 \cdot 10^7 \cdot K_{лу}^2 \cdot (t_{ну} - t_b)^2 + 4,17 \cdot 10^9 \cdot K_{лу}^3 \cdot (t_{ну} - t_b)^3 -$$

$$- 0,921 + 49,4 \cdot d_a^B - 201,7 \cdot \Delta_2 \cdot d_a^B - 8,19 \cdot l_{ст} \cdot l_d \cdot d_a^B + 31,9 \cdot l_{ст} \cdot l_d \cdot \Delta_2 \cdot d_a^B, \quad (3)$$

$$R = 0,989; \delta = 12,7\%.$$

$$\delta_3 = 0,099 - 0,158 \cdot d_a^B - 0,118 \cdot l_d \cdot d_a^B - 0,0133 \cdot l_{ст} \cdot l_d \cdot d_a^B + 0,216 \cdot (d_a^B)^2, \quad (4)$$

$$R = 0,72; \delta = 26\%.$$

Регресійний аналіз показав, що між нижньою (t_n) і верхньою (t_b) межею інтервалу гарячеламкості, а також відстанню між гілками другого порядку (Δ_2) і розміром зерна аустеніту (d_a^H) з імовірністю 99% існує наступний кількісний зв'язок

$$t_n = 1110 - 6732 \cdot \Delta_2 + 0,486 \cdot t_b + 2135 \cdot d_a^H - 1,23 \cdot 10^4 \cdot \Delta_2 \cdot d_a^H +$$

$$+ 2,04 \cdot 10^4 \cdot (\Delta_2)^2 + 2,01 \cdot 10^3 \cdot (d_a^H)^2, \quad (5)$$

$$R = 0,948; \delta = 1,3\%.$$

Деформація виливки від моменту початку утворення тріщин до переходу до внутрізерного руйнування з імовірністю 99% визначається дисперсністю дендритної структури та розміром зерна аустеніту при температурі верхньої (d_a^B) і нижньої (d_a^H) границі гарячеламкості.

$$dl_{xp} = 1740 - 1980 \cdot l_{ст} + 17370 \cdot \Delta_2 - 1887 \cdot l_{ст} \cdot \Delta_2 - 60350 \cdot \Delta_2 \cdot d_a^B +$$

$$+ 5285 \cdot l_{ст} \cdot l_d \cdot d_a^B \cdot \Delta_2 + 353 \cdot (l_{ст})^2 + 17260 \cdot (d_a^B)^2 - 5449 \cdot l_{ст} \cdot l_d \cdot d_a^B \cdot \Delta_2 \cdot d_a^H, \quad (6)$$

$$R = 0,967; \delta = 18\%.$$

Аналіз рівнянь 2-6 показує, що немає однозначного впливу елементів, як на комплекс характеристик тріщиностійкості виливків, так і в межах одного параметра, функція відгуку якого містить, як правило, численні локальні екстремуми. Зміна легуючими елементами характеристик ливарної усадки, а також дисперсності дендритних і аустенітної структури така, що зі збільшенням вмісту в сталі вуглецю, кремнію, марганцю і

хрому спостерігається тенденція до зміщення верхньої межі інтервалу гарячеламкості в область більш низьких температур.

Легування сталі ванадієм і азотом призводить до екстремальної зміни температури верхньої межі області гарячеламкості конструкційних сталей з екстремумів при 0,1% ванадію і 0,02% азоту (рис. 2 а).

Такий вплив елементів пов'язано, в основному, зі зміною ефективності зниження ними температури початку усадки після передсадкового розширення і диспергування дендритної і аустенітної структури. Щодо збільшення середньої питомої ефективності впливу елементи можна розташувати в наступній послідовності: Si, Mn, Cr, C, V, V+N, N.

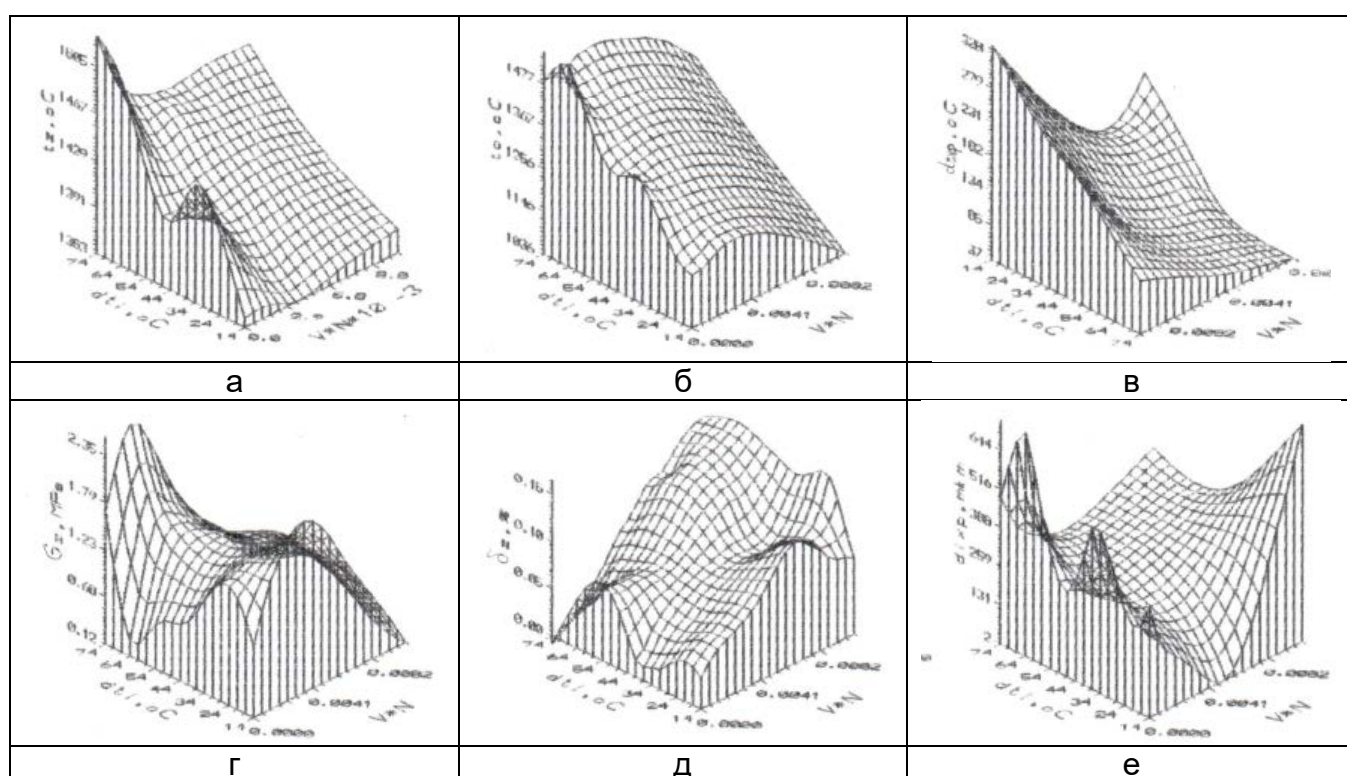


Рис. 2. Вплив V + N і перегріву над температурою ліквідусу на верхню (а) та нижню (б) границю, а також на інтервал (в) гарячеламкості, напруження, при якому відбувається зародження тріщини (г), відносно подовження, що розвивається в виливку до утворення тріщин (д), деформацію виливки в інтервалі гарячеламкості (е), сталі 20ХГСП

Аналіз напруження, при якому відбувається зародження тріщини (σ_3) показує, що величина σ_3 істотно залежить не тільки від температури верхньої межі інтервалу гарячеламкості (t_b), дисперсності дендритної і аустенітної структури, а також від величини розвитку усадки в момент початку утворення тріщин. Вплив елементів на ці параметри такий, що з ростом вмісту в сталі хрому, кремнію, вуглецю і азоту напруга σ_3

монотонно збільшується, в той час як при легуванні марганцем, ванадієм і спільно ванадієм і азотом спостерігається екстремальна залежність. Питому ефективність впливу елементів на зміну σ_3 можна представити у вигляді такої послідовності: Cr, Mn, Si, V, N + V, N, C.

Аналізуючи вплив елементів на відносне подовження, що розвивається в виливку до утворення тріщин (δ_3), слід зазначити, що величина δ_3 з імовірністю 95% визначається дисперсністю дендритної і аустенітної структури. При цьому легування стали 20ХГСЛ вуглецем, хромом і азотом призводить, в основному, до монотонного зниження; ванадієм і спільно ванадієм і азотом до підвищення, а кремнієм і марганцем до екстремальної зміни пластичності металу. За питомою ефективності впливу елементи можна розташувати в наступній послідовності: Cr, Si, Mn, C, V, V + N, N.

Вплив легуючих елементів на нижню межу інтервалу гарячеламкості (t_H) з імовірністю 99% пов'язано, в основному, зі зміною ними відстані між гілками другого порядку (Δ_2), верхньої межі температурної області утворення тріщин (t_B) і розміру зерна аустеніту при цій температурі (d_a^B).

Зміна в результаті легування границь інтервалу гарячеламкості таке, що зі збільшенням вмісту в сталі вуглецю, кремнію, марганцю, хрому та ванадію температурна область утворення і зростання тріщин розширюється, в той час як при введенні в сталь азоту, а також спільно азоту і ванадію до $V \cdot N = 0,005$ інтервал гарячеламкості істотно звужується. Щодо збільшення середньої питомої ефективності впливу елементи можна розташувати в наступній послідовності: Si, Mn, Cr, V, C, V + N, N.

Більш складні багато екстремальні залежності спостерігаються при впливі легуючих елементів на деформацію виливки в інтервалі гарячеламкості (dl_{xp}). За збільшенням середньої питомої ефективності впливу елементів на зміну деформації виливки в інтервалі гарячеламкості (dl_{xp}) їх можна розташувати в наступній послідовності: Cr, Si, Mn, V, C, V + N, N.

У висновку слід зазначити, що аналіз впливу легуючих елементів на процес утворення і розвитку тріщин у виливках в процесі охолодження після затвердіння показує, що найбільш оптимальне цілеспрямована зміна характеристик процесу досягається при спільному легуванні стали азотом і ванадієм.

А. С. Барсук

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

ОЦІНКА ЕФЕКТИВНОСТІ ДОДАТКОВОГО ЛЕГУВАННЯ ДООБТЕКТИЧНОГО ЗНОСОСТІЙКОГО ЧАВУНУ БОРОМ

Об'єктом дослідження є зносостійкий чавун, призначений для литих деталей, що працюють за умов інтенсивного абразивного тертя в процесі експлуатації.

Методами регресійного аналізу отримана математична модель, у вигляді рівняння регресії виду $a_n = f(C; C_{eq}; Ti)$, яка пов'язує вміст в чавуні вуглецю, титану та вуглецевий еквівалент та ударну в'язкість. Отримана модель дозволяє здійснювати цілеспрямований вибір хімічного складу, що забезпечує задану величину a_n , від якої залежить зносостійкість.

Отримана математична модель має вигляд нелінійного рівняння регресії та забезпечує високу прогнозуючу здатність оцінки ударної в'язкості за вмістом вуглецю, вуглецевим еквівалентом та вмістом титану – 92,3 %. Така прогнозуюча здатність дозволяє говорити про можливість практичного застосування отриманої математичної моделі.

Виявлено, що вуглець і титан по-різному впливають на ударну в'язкість – вона збільшується зі збільшенням вмісту вуглецю, але зменшується зі збільшенням вмісту титану. Дія вуглецевого еквівалента на ударну в'язкість аналогічна дії вуглецю, проте комбінація (0.3Si-0.03Mn) зменшують силу такого впливу.

Отримана математична модель $a_n = f(C; C_{eq}; Ti)$ використана для проведення порівняння результатів впливу на ударну в'язкість титану і додаткового легування бором.

Експериментальні дані свідчили, що додаткове легування бором не призводить до збільшення ударної в'язкості. Однак для більш точного встановлення цього факту виконано перевірку гіпотези про рівність значень ударної в'язкості чавуну при легуванні титаном та при суміщеному легуванні (Ti+B):

$$H: M(a_n(Ti)) = a_n(Ti+B) \quad (1)$$

Гіпотеза вважалася відкинутою за виконання умови:

$$t = \frac{(M(a_n(\text{Ti})) - a_n(\text{Ti+B}))\sqrt{N}}{s(a_n(\text{Ti}))} > t_{cv}, \quad (2)$$

де $M(a_n(\text{Ti}))$ – математичне очікування ударної в'язкості, що відповідає розрахунковому на підставі отриманої математичної моделі $a_n = f(\text{C; Seq; Ti})$, $a_n(\text{Ti+B})$ – значення ударної в'язкості при суміщеному легуванні (Ti+B), $s(a_n(\text{Ti}))$ – середньоквадратичне відхилення величини ударної в'язкості, отримане при побудові моделі $a_n = f(\text{C; Seq; Ti})$, t_{cv} – критичне значення розподілу Стюдента, N – розмір вибірки.

У таблиці 3 наведено результати перевірки гіпотези (1)

Таблица 1

Результати перевірки статистичної гіпотези (1)

$a_n(\text{Ti})$	$a_n(\text{Ti+B})$	t	t_{cv}
0,76	0,4	26,823	5,841
0,82	0,6	16,392	
0,88	0,7	13,412	
0,78	0,7	5,961	
0,76	0,6	11,921	

З таблиці 1 видно, що гіпотеза відкидається, тобто додаткове легування бором не створює переваг для досягнення високої в'язкості ударної в порівнянні з тими її значеннями, які забезпечує легування титаном. Тобто додаткове легування чавуну бором не дозволяє підвищити величину ударної в'язкості, тому не є доцільним.

Список літератури

1. Frolova, L., Barsuk, A., Nikolaiev, D. (2022). Revealing the significance of the influence of vanadium on the mechanical properties of cast iron for castings for machine-building purpose. *Technology Audit and Production Reserves*, 4 (1 (66)), 6–10. doi: <http://doi.org/10.15587/2706-5448.2022.263428>
2. Barsuk, A., Makarenko, D., Trenov, M., Sevoian, A. (2024). Identification of regularities of the influence of titanium on the impact toughness of hypoeutectic wear-resistant cast iron and assessment of the efficiency of its additional alloying with boron. *ScienceRise*, 2, 43–51. <http://doi.org/10.21303/2313-8416.2024.003629>

Т.В. Берлізева, В.Г. Гавришев, І.О. Шевченко, Чжан Цзяньгуан

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут, Харків

ПОКРАЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ФОРМУВАЛЬНИХ ТА СТРИЖНЬОВИХ СУМІШЕЙ НА РІДКОМУ СКЛІ

Ливарне виробництво є основною заготівельною базою машинобудування. Технологія виготовлення виливків з використанням піщаних сумішей наразі є домінуючим у ливарному виробництві [1, 2].

Якість виливків, економічність та ефективність їх виробництва значною мірою залежить від складу та властивостей формувальних сумішей [3, 4]. Головним критерієм для вибору складу сумішей є їх властивості, які відповідають вимогам технологічного процесу виготовлення форм і стрижнів [5–7].

Одним з прогресивних способів є процес виготовлення стрижнів і форм на рідкому склі (РС), а технології їх отримання застосовуються на багатьох підприємствах. Це обумовлено тим, що рідке скло є доступним, недорогим і нетоксичним зв'язуючим. Використання як зв'язуючого РС для виготовлення формувальних та стрижневих сумішей дозволяє отримувати більш міцні форми, знизити металоємність виливків за рахунок отримання більш тонкостінних виробів та підвищити якість виливків.

Проте основним недоліком технологій на РС є погана вибивальність стрижнів з виливків та виливків з форм. Процес вибивання є найважчою за своїми санітарно–гігієнічними умовами операцією з усього циклу виготовлення виливків, який супроводжується великим пило–, газо–, тепловиділенням та високим рівнем шуму. Тому реалізація переваг сумішей на рідкому склі не можлива без істотного поліпшення їх вибивання [8].

Способами поліпшення вибиваності є застосування різних модифікаторів РС і введення добавок, що зміцнюють, в суміш. Процес зміцнення сумішей з використанням цих добавок йде із застосуванням теплового сушіння або продування CO_2 , що потребує додаткового обладнання. Недоліками неорганічних додатків, що розміцнюють, є те, що вони знижують початкову міцність сумішей і можуть накопичуватися в суміші, тим самим змінювати кількісне співвідношення її складових.

Останнім часом отримав розвиток процес затвердіння сумішей на основі рідкого скла з використанням складних ефірів. Застосування складних ефірів дозволяє зменшити витрату

рідкого скла, підвищити якість сумішей, а також знизити залишкову міцність форм і стрижнів та зменшити брак виливків [16].

Одним із шляхів поліпшення властивостей форм і стрижнів є застосування циклокарбонатів як комплексні добавки, що регулюють властивості міцності сумішей.

Невідомими залишаються закономірності формування властивостей міцності сумішей з комплексними добавками. Складнощі при реалізації функції регулювання міцності обумовлюються невизначеністю процесів, що протікають при затвердінні та розміцненні сумішей на основі рідкого скла. Відсутність цих даних призводить до неможливості свідомого керування багатьма властивостями сумішей.

Тому розробка та впровадження у виробництво нових комплексних добавок для ХТС на РС, які дозволяють підвищити міцність форм і стрижнів на етапі їх приготування, при збереженні основних властивостей сумішей, таких як живучості, обсипаності, і сприяють зміцненню суміші після заливання металом та їх охолодженні є актуальним завданням ливарного виробництва.

Список літератури

1. Golofaev, A. N., Laguta, V. I., Khinchakov, G. V. Technology of a casting mold. VNU Publishing House, Lugansk (2001)
2. Lysenko, T. V. Yasyukov, V. V., Prokopovich, I. V.: Casting shaping control concept. Ecology, Odessa (2019).
3. Lyuty, R. V., Houri, I. M.: Molding materials. KPI them. Sikorsky, Kiev (2020)
4. Maliy, A. V., Karginov, V. P., Leshchenko, A. D., Kuzoviv, A. F. Improvement of the quality of knockout of mixtures on liquid glass. Casting of Ukraine 1, 24–26 (2008)
5. St M. D., Grabarczyk, A., Major-Gabryś, K., & Jakubski, J.: Influence of Quartz Sand Quality on Bending Strength and Thermal Deformation of Moulding Sands with Synthetic Binders. Archives of Foundry Engineering 15(2), 9–12 (2015).
6. Пономаренко О.І. Про особливості використання ХТС/О.І. Пономаренко, Н.С. Євтушенко, Т.В. Берлізева // Перспективні технології, матеріали та обладнання в ливарному виробництві: міжнар. наук.–практ. конф, 19–21 жовтня 2010 р.: тези докл. – К.: ФТІМС НАНУ. – 2010. – С. 276 – 280.
7. Пономаренко О.І. Екологічні аспекти виробництва ХТС у ливарному виробництві // О.І. Пономаренко, Н.С. Євтушенко, Т.В. Берлізева. // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я : Ч.2 : міжнар . наук.–практ. конф, 01 – 03 червня 2011р. : тези дод. – Х.: НТУ «ХПІ». – 2011. – С. 36.

8. Пономаренко О.І. Екологія виробництва ХТС у ливарному виробництві / О.І. Пономаренко, Н.С. Євтушенко, Т.В. Берлізева // Перспективні технології, матеріали та обладнання в ливарному виробництві: міжнар. наук.–техн. конф, 12–16 вересня 2011 р.: тези докл. – Краматорськ: ДДМА, 2011. – С. 145–148.

УДК: 669.715: 621.74: 669.788

В. І. Бєлік, А. Г. Пригунова, В. Д. Бабюк, Є. А. Жидков

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

belikvi@ukr.net

МЕТОДИКА ОПТИМІЗАЦІЇ СКЛАДУ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО ПОРШНЕВОГО СПЛАВУ

Вирішення завдань підвищення потужності, надійності, економічності та терміну служби двигунів внутрішнього згоряння можливе за наявності матеріалів із відповідним комплексом властивостей, а саме - підвищеними твердістю, зносостійкістю, міцністю та низьким коефіцієнтом термічного розширення, який відіграє тим більшу роль, чим вища температура експлуатації. У важконавантажених двигунів вона складає 300°C і вище, що вимагає і відповідного рівня високотемпературної міцності.

З підвищенням концентрації кремнію коефіцієнт лінійного розширення сплаву знижується, а механічні та трибологічні властивості поліпшуються. Проблемою є супутнє зростання крихкості матеріалу, спричинене схильністю сплаву до формування великих кристалів первинного кремнію в заевтектичних силумінах. Для нейтралізації крихкості найчастіше застосовується модифікування сплаву фосфорвмісними сполуками, а для підвищення його жароміцності легування міддю, нікелем, марганцем. Ті самі легуючі елементи використовуються і в сплавах з меншим вмістом кремнію, переважно евтектичного складу, але їхня кількість і співвідношення відрізняється від тих, що використовуються в висококремнієвих (до 22-26%) сплавах, таких як AC9A (Японія), LM29a (Великобританія), KS288 і M244 (Німеччина).

Згідно з ДСТУ 3752-98 максимальний вміст кремнію (19-22%) має поршневий сплав КС741. Проте вітчизняне двигунобудування потребує сплаву з суттєво зниженим коефіцієнтом термічного розширення. Тому виникає необхідність його розроблення або оптимізації складу відомих висококремнієвих сплавів з урахуванням сучасних вимог до матеріалу поршня.

У таблиці 1 наведено граничні значення вмісту основних легуючих компонентів і заліза в зарубіжних сплавах із масовою часткою кремнію від 22 до 26 %.

Треба відзначити, що в цьому діапазоні вмісту кремнію існують лише чотири сплави: AC9A, LM29a, KS288, M244, причому склади трьох останніх практично збігаються. Тобто, по суті, маємо два сплави, з незначними відмінностями в складі.

Таблиця 1 – Частка основних легуючих компонентів і заліза в зарубіжних сплавах

Масова частка легуючих компонентів та заліза, %									
Si	Fe	Cu		Mn		Mg		Ni	
22-26	0,7-0,8	min	max	min	max	min	max	min	max
		0,5-0,8	1,3-1,5	-	0,2-0,6	0,5-0,8	1,3-1,5	0,5-0,8	1,3-1,5

Одним зі шляхів вибору нової базової композиції може бути усереднення вмісту легуючих компонентів цих відомих сплавів. Однак такий підхід не дає можливість використати корисну інформацію про жароміцні сплави з меншим вмістом кремнію відомих світових виробників, які успішно використовуються в двигунах агрегатів, не потребуючих екстремальних навантажень і високих температур.

Граничні значення вмісту легуючих компонентів 35 поршневих сплавів з масовою часткою кремнію 11 - 26 %, взятих до розгляду, представлені в табл. 2.

Таблиця 2 – Граничний вміст легуючих компонентів у поршневих сплавах з 11-26% Si

Масова частка легуючих компонентів та заліза, %									
Si	Fe	Cu		Mn		Mg		Ni	
11-26	0,35-1,5	min	max	min	max	min	max	min	max
		0,4-4,9	0,65-5,4	0-0,6	0,05-1,1	0,2-1,2	0,2-1,5	0,5-2,8	0,1-3,2

Інформація таблиці 2 свідчить, що масова частка легувальних компонентів у різних сплавах відрізняється настільки, що верхня межа мінімального вмісту елемента в сплаві однієї марки може перевищувати нижню межу максимального вмісту в іншому. Більш того, порівнюючи різні пари сплавів із однаковим вмістом кремнію і невеликими відмінностями за вмістом легувальних компонентів, встановлено, що масові частки міді або нікелю можуть більш ніж вдвічі відрізнятися, або – за однакового вмісту міді різнитися за концентрацією нікелю. Найбільш ймовірно, що причиною подібних відмінностей є спрямованість розробників досягти певних експлуатаційних характеристик, для забезпечення якісної роботи поршневої групи в тих чи інших умовах, які залежать не тільки від складу сплаву, але і способу одержання виливки - рідке штампування, лиття під тиском, у кокіль, порошкові технології тощо. Проте у більшості випадків спосіб одержання виробу не вказано, хоча він має суттєвий вплив на структуру, фазовий

склад і властивості. Не зважаючи на це, для прогнозу оптимального складу сплаву з необхідним вмістом кремнію, тобто 25-26%, в роботі взято до уваги дані по усім 35 поршковим сплавам (11 - 26 % Si). При цьому однією з головних вимог до нового поршневого сплаву є одержання з нього якісних поршнів найбільш економічним способом литтям в кокіль.

З цією метою було розроблено методику аналізу масиву даних, в основу якої покладено припущення, яке ґрунтується на тому, що оскільки кремній має вирішальний вплив на найважливіші експлуатаційні характеристики виробів з поршневих сплавів, то саме його кількість в сплаві і визначає необхідний вміст інших компонентів. Згідно з методикою мінімально та максимально допустимі масові частки легуючих компонентів кожного з 35 відомих поршневих сплавів були співвіднесені до середнього для цього сплаву вмісту кремнію, на підставі чого визначені лінії трендів залежності вмісту кожного з компонентів від концентрації кремнію.

Аналізуючи характер і взаєморозташування цих ліній можна відзначити, що зі зростанням вмісту кремнію масова кількість міді, магнію, нікелю в складі сплаву зменшується, тоді як вміст марганцю – збільшується. Це пов'язано з його участю у формуванні залізовмісних фаз сприятливої розгалуженої форми, оскільки допустимий вміст домішкового елемента – заліза зі збільшенням вмісту кремнію також зростає. Утворення залізовмісної фази розгалуженої морфології може позитивно впливати як на міцність, так і на інші властивості поршнів в умовах високотемпературної експлуатації.

Необхідно відзначити, що використання ліній тренду в такий спосіб для прогнозування оптимального складу сплаву при заданій концентрації кремнію можливе лише за умови, якщо залежність, яка відображена лінією тренду, зберігається незмінною в усьому діапазоні вмісту кремнію в розглянутих поршневих сплавах, тобто від 11 % до 26 %.

У випадку, якщо плавне (монотонне) збільшення вмісту кремнію після досягнення певної величини стрибкоподібно змінюється, то, ймовірно, характер залежності між вмістом кремнію і легуючих компонентів до досягнення такої критичної точки (або точок) і після неї є різним. У такому разі виявлення таких точок дає змогу розділити масив даних на відповідні частини та виявити кілька залежностей, кожна з яких точніше відображає характер впливу кремнію в кожній із частин загального діапазону його вмісту, розділених такими критичними точками.

Суть розробленої методики – уточнення характеру лінії тренду шляхом розби-
вки діапазону вмісту кремнію на низку піддіапазонів і побудови в кожному з них окремої

лінії тренду так, щоб величина достовірності апроксимації ліній трендів у кожному піддіапазоні була вищою, ніж за безперервної лінії тренду в усьому діапазоні.

Як приклад результату виконання цієї операції в таблиці 3 наведено склад оптимізованого поршневого сплаву із вмістом кремнію 25-26% (рядок 1) порівняно зі складом, отриманим традиційними методами – за середніми значеннями масової частки компонентів у сплавах із вмістом кремнію 22-26% (рядок 2), а також зі значеннями ліній трендів за 25 % кремнію, побудованих без їх розбиття на частини (рядок 3). У рядку 4 наведено склад експериментального сплаву, на якому було здійснено перевірку обґрунтованості та достовірності розробленої методики.

Таблиця 3 – Склад поршневого сплаву з вмістом кремнію 25-26%, розрахований за розробленою методикою в порівнянні з традиційними методами

№	Fe max	Cu min	Cu max	Mn min	Mn max	Mg min	Mg max	Ni min	Ni max
1	0,685	0,62	0,85	0,5	0,23	0,8	1,3	0,67	1,33
2	0,725	0,725	1,4	-	0,375	0,725	1,35	0,725	1,35
3	0,8	0,85	1,59	0,42	0,55	0,56	1,09	0,75	1,45
4	0,609	-	0,958	-	0,269	-	0,429	-	1,48

Оскільки найістотніші відмінності величин вмісту легуючих компонентів, визначених за використання розробленої методики (рядок 1) і традиційних методів (рядки 2 і 3) спостерігаються для міді, на експериментальному сплаві (рядок 4) були проведені дослідження з визначення її впливу на величину високотемпературної (при 250°C) міцності сплаву (рис.).

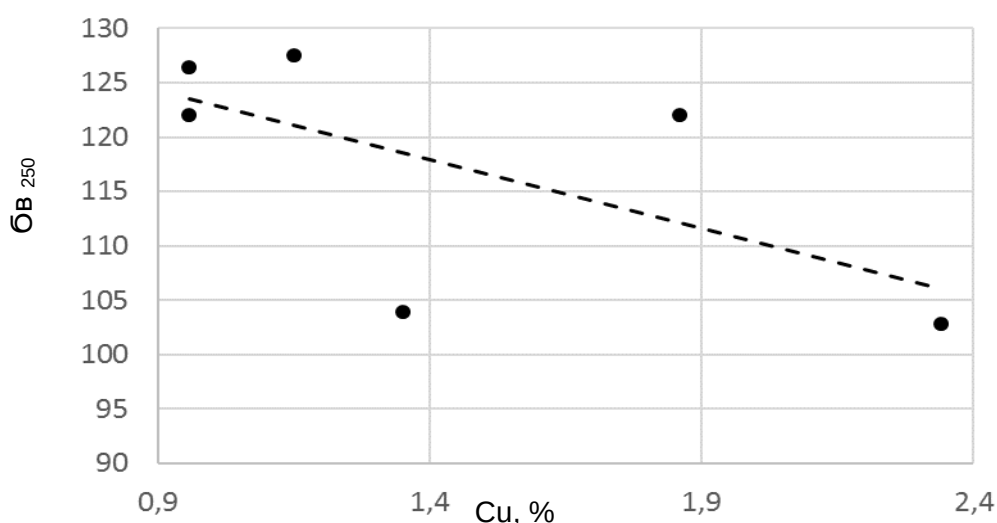


Рис. – Вплив вмісту міді на високотемпературну міцність

Тенденція до зменшення величини високотемпературної міцності в міру зростання вмісту міді від розрахованого за розробленою методикою (порівняти рядки 1, 2 і 3 табл.3) підтверджує валідність методики.

УДК 669.187

І. М. Білони́к¹, О. Є. Капустя́н¹, В. Я. Грабовський¹, Д. І. Білони́к¹, Г.М. Лапте́ва¹

¹Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ЛЕГУВАННЯ МОЛІБДЕНОМ ВІДЛИВОК ВТОРИННОГО α -ТИТАНУ ПРИ БЕЗКАМЕРНОМУ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ ЛИТТІ

В роботі [1] доведена можливість отримання методом безкамерної електрошлакової виплавки з використанням витратних електродів повністю виготовлених з відходів листової обрізі титану BT1-0 зливків вторинного α -титану. По якості вони не поступаються властивостями нелегованому титану марок BT1-1, BT1-2, Grade2, Grade3, 7055 Ti, Class 3 [2].

Але, на наш погляд, цілком доречно використати таку технологічну можливість електрошлакового лиття, як додаткове легування, для поліпшення властивостей зливків вторинного α -титану з метою подальшого їх використання в литому стані.

Електрошлаковий процес дозволяє активно впливати на хімічний стан та відповідно на властивості відливки методами додаткового легування. Це вирішується застосуванням комбінованих (біметалевих чи поліметалевих) витратних електродів, подачею легуючої суміші на шлакову ванну, через флюс та інші. Кожний з цих методів має конкретне призначення виходячи з фізико-хімічних властивостей легуючого компонента його форми та стану (гранули, дроб, порошок дріт, цільна смуга, прутки та інші) та необхідної їх кількості.

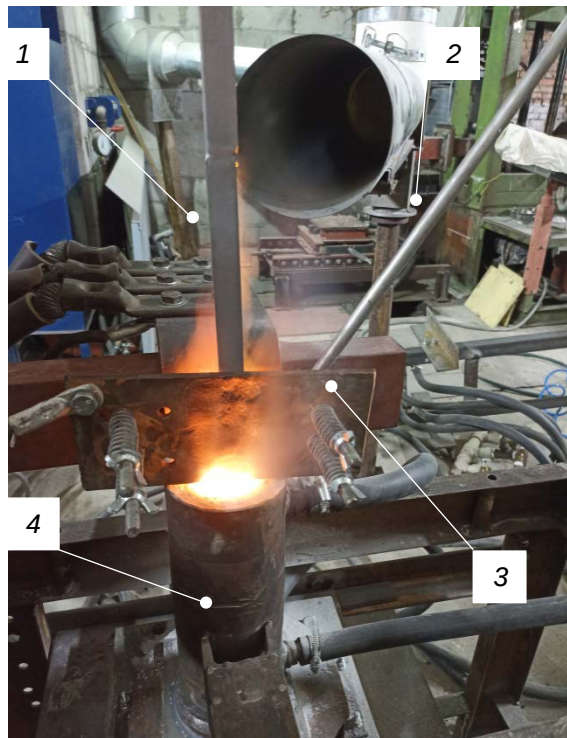
Як відомо, молібден є найбільш ефективним легувальним елементом для α -титану. Молібден підвищує такі властивості α -титану як термічна стабільність, міцність, витривалість і, особливо, корозійну тривкість в розчинах сірчаної, хлоридної кислот та в інших агресивних середовищах [3, 4].

Мета роботи – визначити можливість легування молібденом відливок вторинного α -титану при безкамерному електрошлаковому литті із залученням біметалевого

титан-молібденового електроду, та дослідити основні металургійні характеристики якості титан-молібденової відливки.

Витратний електрод виготовили з трьох титанових стрічок перерізом 25×5 мм (відходи листової обрізі титану BT1-0) та двох молібденових стрічок перерізом $20 \times 0,5$ мм марки МЧ (Mo – 99,97 %; Fe – 0,015 %; Si – 0,008 %; Ni – 0,0038 %) виробництва ТОВ Коростеньський металургійний завод. Співвідношення титанових та молібденових стрічок вибрали з умови отримання наступного хімічного складу відливок: Ti 92-90 %, Mo 8-10 %. Загальний переріз витратного електрода складав 25×16 мм. Довжина сплавляємої частини 1500 мм (650 мм – титан BT1-0; 850 мм – титан-молібден). Стрічки з яких складався витратний електрод поєднували між собою переривчастими швами методом TIG. Слід зазначити – поверхня стрічок гладка і не потребує додаткової обробки. При зварюванні це дозволило їх щільно притиснути між собою, що є однією з важливих вимог виникнення ефекту контактного плавлення торця біметалевого титан-молібденового електроду.

Робочий момент безкамерного електрошлакового виплавлення зливка вторинного α -титану легованого біметалевим витратним електродом наведено на рис. 1.



1 – витратний біметалевий електрод; 2 – аргонська система;
3 – ковзний струмопідвід; 4 – кристалізатор

Рис. 1 – Робочий момент безкамерного електрошлакового виплавлення зливка вторинного α -титану легованої молібденом

Зливки отримували на електрошлаковій установці А-550, яку додатково обладнали ковзним струмопідводом та пристроєм для захисту аргонном поверхні шлакової ванни і розігрітої частини витратного електрода. Струм плавки 1800-1900 А, напруга 21 В, флюс – 100 % CaF_2 , кристалізатор діаметром 55 мм.

Зливок виплавляли так, щоб отримати матеріал для порівняння властивостей вторинного α -титану (нижня частина зливка) з вторинним α -титаном легованого молібденом (верхня частина зливка). Зовнішній вигляд зливка та його макроструктура наведені на рис. 2, а та рис. 2, б.

Притаманні характеристики якості відливки: гладка поверхня, щільна та бездефектна макроструктура.

Схема визначення твердості й хімічного складу відливки наведені на рис. 2, в та 2, г. Встановлено, що твердість відливки та вміст молібдену по перерізу, майже однакові. Перша зона (центр) 33 – 33,2 HRC, Ti – 91,15 %, Mo – 8,83 %; друга зона (половина радіуса) 33 – 33,5 HRC, Ti – 91,6 %, Mo – 8,84 %; третя зона (край) 33,5 – 34 HRC, Ti – 91,1 %, Mo – 8,90%.

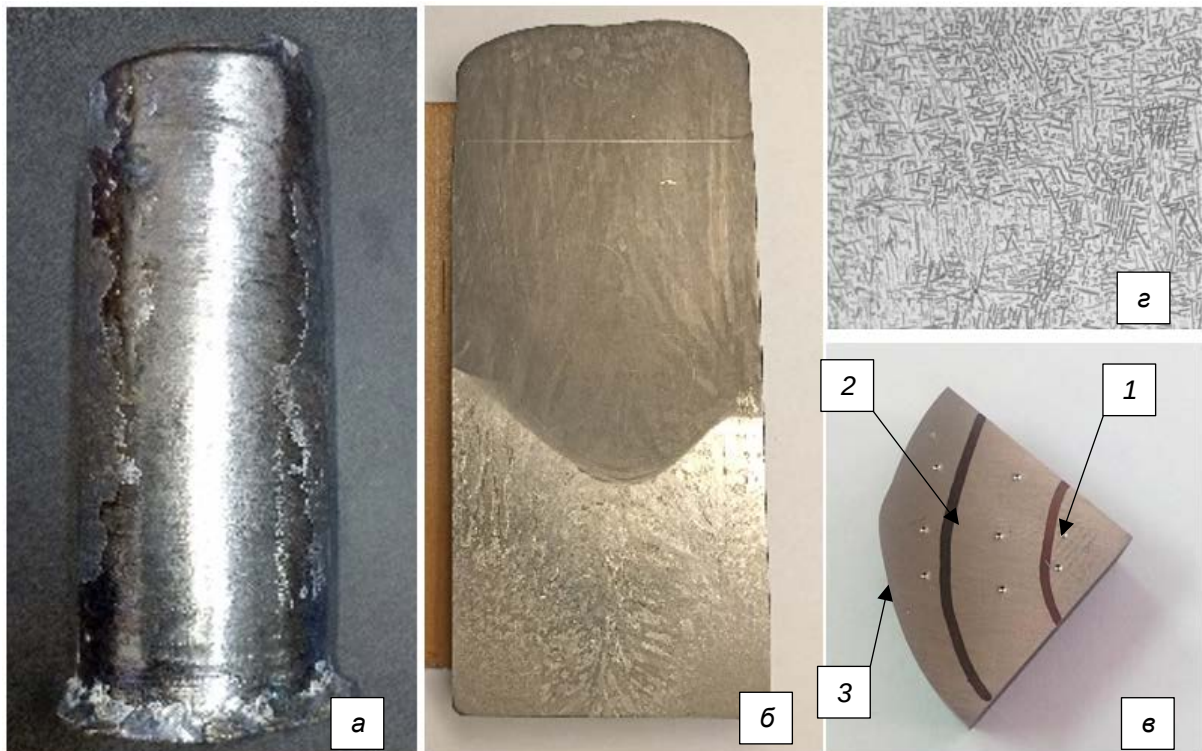


Рис.2 – Зовнішній вигляд зливка (а), макроструктура (б), схема вимірювання хімічного складу та твердості (в), мікроструктура (г)

Доведено наступне, що застосування біметалевого комбінованого витратного електрода складу титан 90 %, молібден 10% забезпечило легування зливка вторин-

ного α -титану молибденом в межах поставленої в роботі цілі. Рівномірний розподіл молибдену в зливку пояснюється особливим характером плавлення біметалевого титан-молибденового торця витратного електрода. При зануренні в шлак температура торця складає близько 1400-1500 °С, починає відбуватися процес контактного плавлення між титановими та молибденовими стрічками [5]. Цьому сприяють: висока температура, щільний контакт між стрічками, які виготовлені з чистих матеріалів (BT1-0 та МЧ) «сигароподібний» вигляд діаграми титан-молибден, висока хімічна активність титану [5]. В результаті занурення в шлак торця витратного електрода, який складався із п'яти стрічок, контактним плавленням перетворюється на моноліт орієнтовного хімічного складу 91 % титану та 9 % молибдену з температурою плавлення 1700-1750 °С згідно з діаграмою стану титан-молибден. Далі такий монолітний торець плавиться як звичайний цільний електрод.

Рівномірний розподіл молибдену по перерізу зливка, висока швидкість кристалізації у водоохолоджуваному мідному кристалізаторі є запорукою утворення однорідної та дисперсної двофазної ($\alpha + \beta$) мікроструктури (рис. 2, г). Мікроструктуру виявили після гартування та травлення шліфа у реактиві Кролла. Встановлено, що мікроструктура має, так звану, «кошикову» будову, β -фаза дисперсна та рівномірно розподілена (рис. 2, г).

Механічні властивості визначили після відпалу. Встановлено, що $\sigma_b = 860$ МПа; $\sigma_{0,2} = 790$ МПа; $\psi = 12$ %; $\delta = 24$ %.

Список літератури

1. Білони́к Д. І. Електрошлакова виплавка у відкритому кристалізаторі зливків відходів листових обрізків титану BT1-0 / Д. І. Білони́к, О. В. Овчинников, І. М. Білони́к, О. Є. Капустян, С. О. Шумикін, Д. В. Распорня, Ю. М. Савонов //Сучасна електрометалургія. – 2022. – Вип. 1 – С. 34 – 39.
2. Білони́к Д. І. Структура и властивості зливків, отриманих з відходів листової обрізі титану BT1-0 Електрошлаковим переплавом у відкритому кристалізаторі / Д. І. Білони́к, О. Є. Капустян, І. А. Овчинников, І. М. Білони́к, Г. М. Лапте́ва //Сучасна електрометалургія. – 2023. – Вип. 1 – С. 25 – 32
3. У. Цвиккер Титан и его сплавы. Перевод с немецкого, М. «Металлургия» 1979 512с.
4. Томашов Н.Д. Титан и коррозионностойкие сплавы на его основе. М. «Металлургия» 1986 80с.
5. Хайрулаев М. Р., Дадаев Д. Х. Контактное плавление в простых системах. Монография Махачкала, 2013. 196 с.

Д. І. Білоник¹, Г.М. Лаптева¹, Г.В. Канашевич², О.Є. Капустян¹, І. М. Білоник¹,
Є.Я. Губар²

¹Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

²Черкаський державний технологічний університет

БЕЗКАМЕРНЕ ЕЛЕКТРОШЛАКОВЕ ЛИТВО ЗЛИВКІВ ВТОРИННОГО α -ТИТАНУ ДЛЯ КАТОДІВ УСТАНОВОК PVD

Сучасні ливарні та металургійні технології, такі як вакуумно-індукційна, вакуумно-індукційно гарнісажна, електронно-променева, вакуумно-дуговий переплав дозволяють отримувати різноманітні жаростійкі композиції призначені для катодів PVD процесів (напилення конденсацією з парової або газової фази). Напилення тонкопленочних покриттів надають поверхневому шару виробів унікальні властивості. Наприклад, покриття хімічного складу Ni-Cr-Al-Y модифіковані La та Ga захищають лопатки газотурбінних двигунів від високотемпературної газової корозії та, тим самим, суттєво подовжують їх термін роботи [1].

Класична технологія PVD напилення нітриду титану на металоріжучій інструмент забезпечує його підвищену зносостійкість у 5 – 6 разів, що суттєво знижує собівартість механічної обробки. Покриття з нітриду титану мають твердість не більше 2800 HV, а теплова стабільність не перевищує 540 °C. Але, ці характеристики на сьогоднішній час вже не задовольняють вимогам до зносостійкості сучасного металоріжучого інструмента. Тому, отримання титанових композицій для катодів PVD, наприклад Ti-Si, Ti-Al, Ti-Zr, Ti-B, які забезпечують суттєво підвищення зносостійкості напиленого металоріжучого інструменту є важливою і актуальною задачею. Для її вирішення потрібно інтенсивно впроваджувати інноваційні матеріали та технології їх отримання.

Ціль даної роботи – визначити можливість застосування зливків вторинного α -титану безкамерного електрошлакового лиття для катодів PVD процесу напилення покриттів складу TiN та (Ti-Si)N.

Для отримання відливок діаметром 85 мм вторинного α -титану виготовили витратний електрод зі 100% відходів листової обрізі титану BT1-0, який складався з п'ятих стрічок перерізом 50x8 мм. Поверхню стрічок обробили піскоструминною обробкою і протравили у розчині 350 см³ соляної кислоти, 50 грамів втористого натрію, 550см³ – вода. Стрічки з'єднували між собою аргонодуговим зварюванням методом

TIG. Загальний переріз електроду склав 50x40 мм, а довжина 1800 мм. Електрошлакову установку А-550 з трансформатором ТШС-3001 додатково обладнали ковзним струмопідвідом, який встановили на верхньому фланці кристалізатора, а також пристроєм для захисту аргоном поверхні шлакової ванни та розігрітої частини витратного електроду. За методикою [2] по формі металевої ванни, яку фіксували вольфрамовою крупкою та виявляли після травлення поздовжніх темплетів, встановили оптимальну швидкість наплавлення електрошлакового титанового зливка у водоохолоджуваному мідному кристалізаторі діаметром 85 мм. Швидкість дорівнювала $0,9-1,1 \times 10^{-2}$ кг/с.

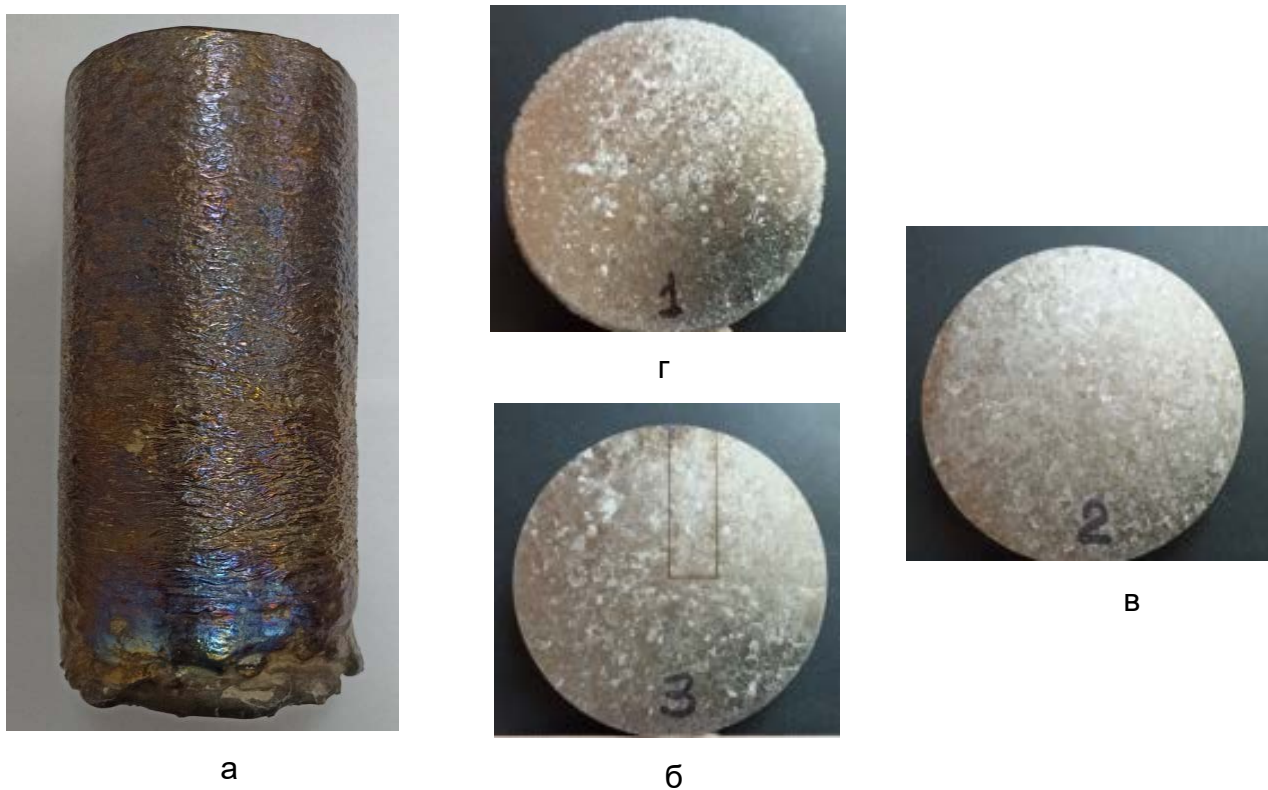


Рис. 1 - Зливки вторинного α -титану (а), макроструктура донної частини (б), середини (в), верхньої частини (г)

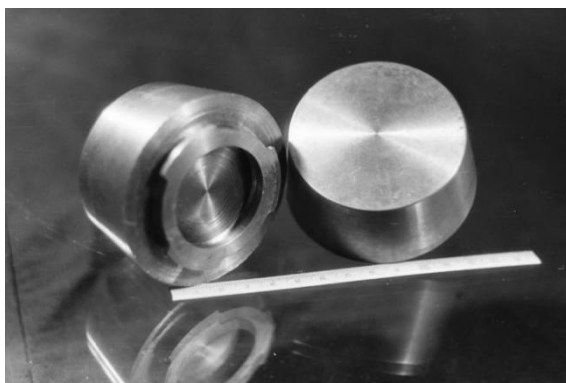
При цьому глибина металевої ванни дорівнювала радіусу зливка, а коефіцієнт форми ванни та коефіцієнт фронту кристалізації склали відповідно $K_{\text{фм}} = 0,25-0,27$ та $K_{\text{фк}} = 0,50-0,52$. Виходячи з оптимальної швидкості наплавлення розраховували електричні параметри плавки. Струм 2500 – 2800 А, напруга 31 В. Згідно рекомендацій застосували флюс – 100% чистий фтористий кальцій, який перед плавкою прожарювали при температурі 800 °С продовж двох годин. Плавку починали твердим стартом.

Зовнішній вигляд отриманого безкамерним електрошлаковим литвом зливка вторинного α -титану (рис.1, а) та його макроструктура наведені на рис.1, б, в, г).

Хімічний склад зливка Ti – 99,0%, Si – 0,07%, Fe – 0,30%, C – 0,08%, O = 0,30%, N = 0,051%, H = 0,08%.

Макроструктура – щільна, однорідна (рис. 1, б, в, г). Розмір литого зерна, який визначали лінійним методом Глаголева, складав у центрі 2,0 – 2,8 мм, на половині радіуса 1,9 – 2,3 мм, на краю 1,5 – 1,8 мм.

З електрошлакової відливки вторинного α -титану виготовили дослідні катоди (рис 2, а) для установки іонно-плазмового напilenня ННВ 6.6-И1. В лабораторії іонно-плазмового напilenня Науково-дослідного інституту УкрНДІСпецсталь (м. Запоріжжя) за діючою технологією виконали напilenня нітриду титану на фрези дискові відрізнi Ø 80x2,0x20мм (рис. 2, б); Р6М5 ГОСТ 2679-93.



а



б

Рис. 2 - Катоди для установки ННВ 6.6-И1 (а), напilenі нітридом титану дискові фрези (б).

Використали дослідний катод та катод виготовлений зі стандартного прокату титану BT1-0 наступного хімічного складу Ti – 99,5%, Si – 0,09%, Fe – 0,30%, C – 0,06%, O – 0,15%, N – 0,032%, H – 0,08%. Контроль якості покриттів провели зовнішнім оглядом, вимірюванням твердості та нанесенням сітки подряпин (ГОСТ 9302-79). Встановлено, що незалежно від матеріалу катодів (вторинний α -титан чи титан BT1-0) твердість покриттів нітриду титану на напilenих фрезах складала 2600 – 2700 HV. Дефектів покриттів не виявлено. Порівняння зносостійкості фрез виконували «технологічним методом» при відрізанні шайб товщиною 3 мм від круга сталі 12X18H10T діаметром 30 мм. Встановлено, що зносостійкість усіх напilenих нітридом титану фрез між собою не відрізнялась.

Проведені дослідження свідчать, що вторинний α -титан безкамерного електрошлакового лиття, можна застосовувати для катодів PVD процесу напilenня нітриду титану. Також доречно визначити можливість легування вторинного α -титану під час

безкамерного електрошлакового лиття, для отримання катодних матеріалів, які забезпечать більш високу зносостійкість напиленого інструменту у порівнянні з нітридом титану. Одним з таких легуючих елементів згідно досліджень [3] є кремній. Покриття (Ti-Si)N мають підвищену зносостійкість і жаростійкість у порівнянні з покриттям TiN. Тому, провели дослідження можливості отримувати зливки вторинного α -титану легованого кремнієм (2% та 5%) при безкамерному електрошлаковому литті. Враховуючи, що щільність кремнію $2,35 \text{ гр/см}^3$, титану $4,5 \text{ гр/см}^3$, флюсу (100% CaF_2) $3,18 \text{ гр/см}^3$, то легування відливки титану насипанням кремнію на поверхню шлаковою ванною не виявляється можливим. Температура плавлення металевого кремнію технічного ГОСТ 2169-69 складає 1414°C , схильність до окислення починається при температурі більш 600°C , можливість отримання металевого кремнію у вигляді порошку необхідної фракції і осколкової форми обґрунтовують спосіб легування – застосування комбінованого біметалевого титан-кремнієвого електроду.

Дослідні відливки діаметром 55 вторинного α -титану легованого кремнієм виплавили витратним електродом в конструкцію якого закладено принцип «бутерброду». Електрод складався з трьох титанових стрічок (відходи листової обрізі титану BT1-0) перерізом $30 \times 8 \text{ мм}$ між яких додавали порошок металевого кремнію. Кількість кремнієвого порошку виходячи з розрахунку, повинна була забезпечувати слідуєчий хімічний склад зливок $\text{Ti} - 2\%\text{Si}$ та $\text{Ti} - 5\%\text{Si}$.

Відливки отримували за технологією безкамерного електрошлакового лиття, струм плавки – 1600-1800А, напруга 27,1В, флюс – 100% CaF_2 . Встановлено, що процес проходив стабільно, відхилень від режиму не було, поверхня відливок гладка. Хімічний аналіз довів, що вміст кремнію у відливках складав 1,82% та 5,20%. Кремній розподілявся рівномірно як по перерізу так і по висоті відливок.

Список літератури

1. Удосконалення технології виготовлення литих катодів з нікелевого сплаву для нанесення жаростійких покриттів на лопатки авіадвигунів// Єфанов В.С.//Дисертація на здобуття ступеня доктора філософії за спеціальністю 136 Металургія. - 2021. - 159 с.
2. Ключев М.М., Каблуковский А.Ф. Металлургия электрошлакового переплава//М.М. Ключев// М.:Металлургия. - 1989. - 256 с.
3. Аксенов И.И., Белоус В.А., Григорьев А.Н. Износостойкость и жаростойкость вакуумно-дуговых покрытий на основе TiN и TiAlN с добавками Si и Y/ И.И. Аксенов // Вопросы атомной науки и техники. - 2011. - №4. - С.169-173.

Д. І. Білоник², І.М. Погрелюк¹, С.М. Лаврись¹, Р.В. Проскурняк¹, І. М. Білоник²

¹Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

²Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

КОРОЗІЙНА ТРИВКІСТЬ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИХ ВІДЛИВОК ВТОРИННОГО α-ТИТАНУ ЛЕГОВАНОГО МОЛІБДЕНОМ

Дослідження корозійної тривкості зливків вторинних титанових сплавів, отриманих за інноваційними технологіями, є важливим і необхідним етапом для їх подальшої сертифікації та визначення раціонального призначення.

Відливки вторинного α-титану отримали за технологією безкамерного електрошлакового литва із залученням відходів листової обрізі титану ВТ1-0 мають достатньо високі показники якості на рівні стандартного нелегованого титану марок ВТ1-1, ВТ1-2, Grade2, але відрізняються суттєво нижчою собівартістю. Це стало підставою для проведення досліджень корозійної тривкості вторинного α-титану.

Перші результати довели, що корозійна тривкість вторинного α-титану у розчині 20% хлоридної кислоти є нижчою порівняно з титаном ВТ1-0 [1]. Пояснення цьому – підвищений вміст кисню і азоту (Табл.1) та крупнозерниста макроструктура електрошлакової відливки [2, 3]. Нейтралізувати негативний вплив цих факторів можливо конструкторськими та технологічними заходами. Найдієвіший спосіб підвищення корозійної тривкості титану – це його легування корозивно-тривкими металами, зокрема молібденом (Mo) [4].

Дослідження виконували на зразках, отриманих з електрошлакових зливків вторинного α-титану та вторинного α-титану, легovanого молібденом. Для оцінки корозійної тривкості запропонованих сплавів досліджували технічно чистий титан ВТ1-0 як еталон. Хімічний склад отриманих електрошлакових виливків та технічно чистого титану ВТ1-0 наведено в табл. 1.

Таблиця 1. Хімічний склад дослідних матеріалів

Матеріал	Хімічний склад, мас.%							
	Ti	Si	Fe	C	O	N	H	Mo
Технічно чистий титан ВТ1-0	99,2	0,09	0,29	0,05	0,15	0,032	0,008	–
Вторинний α-титан	99,1	0,07	0,30	0,08	0,30	0,051	0,005	–
Вторинний α-титан + Мо	89,4	0,07	0,29	0,06	0,28	0,048	0,007	9,85

Електрохімічні дослідження виконували на потенціостаті IPC-Pro у потенціодинамічному режимі. Обслуговували потенціостат та програмно-апаратний комплекс «IPC-Pro+EOM» за допомогою програми ПРС 2000. Як електроліт використовували водні розчини 20% HCl (ГОСТ 3118-77) та 40% H₂SO₄ (ДСТУ ГОСТ 2184:2018) кислоти. Використовували триелектродну комірку об'ємом 50 мл з платиновим і порівняльним хлоридсрібним електродами. Після занурення зразка в розчин зміну потенціалу в часі вимірювали впродовж 2 годин з інтервалом 1 с. Поляризаційні криві знімали в області потенціалів $-1,0 \dots 2,5$ В за швидкості розгортки потенціалу 1 мВ/с. Потенціал корозії (E_{corr}) і струм корозії (i_{corr}) визначали методом екстраполяції Тафеля. Швидкість корозії (v_{corr}) визначали гравіметричним методом відповідно до стандарту ASTM G 31-72. Випробування проводили впродовж 30 днів у вищезазначених розчинах неорганічних кислот.

Згідно з електрохімічними дослідженнями встановлено, що характер поляризаційних кривих для усіх титанових зразків є схожим. На поляризаційних кривих спостерігаємо активно-пасивний перехід з катодної до анодної області, що свідчить про катодне розчинення оксидів на поверхні титану і подальшу спонтанну пасивацію (рис. 1). Слід відзначити, що, незважаючи на схожу поведінку поляризаційних кривих, електрохімічні параметри досліджуваних зразків у розчинах неорганічних кислот є різними (табл. 2). Найнижчий потенціал корозії фіксуємо для титану, легованого Мо, що вказує на його високу схильність до пасивації. Найнижчий струм корозії, який опосередковано свідчить про стійкість до корозійного розчинення пасивної поверхні, також фіксуємо для легованого Мо титану (табл. 2).

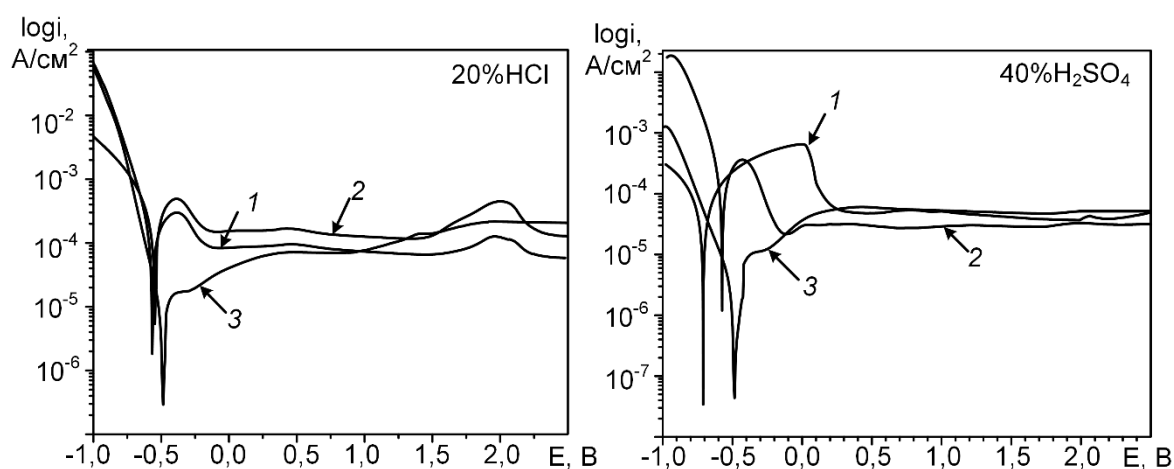


Рис. 1. Поляризаційні криві для технічно чистого (1), вторинного α -титану (2) та вторинного α -титану, легованого Мо (3), у розчинах неорганічних кислот

Отримані результати електрохімічних досліджень дають якісну оцінку щодо стійкості до катодного розчинення поверхні (пасивної плівки). Для детальнішого аналізу та кількісного визначення швидкості корозії досліджуваних матеріалів проводили гравіметричні дослідження (табл. 2). Результати гравіметричних досліджень добре корелюють із потенціодинамічними (табл. 2). Встановлено, що найнижча швидкість корозії у вторинно виготовленого титану, що обумовлено крупнозернистою його структурною [1] і високим вмістом домішок [2]. Легування Мо вторинно виготовленого титану дозволяє на 2 порядки підвищити корозійну тривкість у розчинах неограничних кислот (табл. 2). Слід відзначити, що швидкість корозії досліджуваних матеріалів залежить від корозивного середовища. Титанові зразки у розчині 40% H_2SO_4 мають практично вдвічі нижчу корозійну тривкість, ніж у 20% HCl . Це, очевидно, обумовлено вищою концентрацією розчину сульфатної кислоти порівняно з хлоридною, і, як наслідок, вищим вмістом агресивних іонів SO_4^{2-} порівняно з Cl^- [5].

Таблиця 2. Потенціал, струм та швидкість корозії досліджуваних матеріалів у розчинах неорганічних кислот.

Матеріал	20% HCl			40% H_2SO_4		
	E_{corr} , В	i_{corr} , А/см ²	V_{corr} , мм/рік	E_{corr} , В	i_{corr} , А/см ²	V_{corr} , мм/рік
Технічно чистий титан BT1-0	-0,520	$5,13 \cdot 10^{-5}$	0,535	-0,707	$3,68 \cdot 10^{-5}$	1,256
Вторинний α -титан	-0,550	$1,18 \cdot 10^{-4}$	0,566	-0,575	$1,37 \cdot 10^{-4}$	1,654
Вторинний α -титан + Мо	-0,470	$1,71 \cdot 10^{-5}$	0,003	-0,512	$3,12 \cdot 10^{-6}$	0,004

Підсумовуючи, можна припустити, що відмінність у корозійній тривкості досліджуваних матеріалів пов'язана з їх структурно-фазовим станом. Для прикладу, низьку корозійну тривкість вторинного α -титану електрошлакової виплавки можна пояснити його крупнозернистою структурою. Тобто, чим менше зерно титану, тим більша площа меж зерен, які є полегшеними шляхами дифузії кисню на поверхні. Збільшення розмірів зерна гальмуватимуть процеси спонтанної пасивації (утворення природньої пасивної плівки TiO_2), що спричинить формування тонкої і нещільної пасивної плівки. Натомість легування Мо дозволяє покращити корозійну тривкість титану. Це пояснюється тим, що легувальні елементи (Мо) у сплаві утворюють на поверхні оксиди у вигляді дискретних

кластерів, вбудованих у матрицю пасивної плівки титану, яка, здебільшого, складається з рутилу TiO_2 . Оскільки корозійна тривкість MoO_2 вища, ніж TiO_2 , то присутність вкраплень MoO_2 в поверхневій пасивній плівці TiO_2 під час корозії може зменшити потрапляння Cl^- чи SO_4^{4-} і підвищити структурну цілісність цієї плівки, а відповідно і стійкість до локалізованої корозії сплаву [4].

Таким чином, встановлено, що у водних розчинах неорганічних кислот густина струму корозії титану легованого Мо на 1-2 порядки нижча порівняно з вторинним α -титаном, і в 3-10 разів порівняно зі технічно чистим титаном ВТ1-0. При цьому легування Мо сприяє зниженню швидкості корозії практично на 3 порядки порівняно з нелегованими титанами. Тому подальші дослідження будуть спрямовані на визначення оптимального вмісту молібденової присадки шляхом оптимізації хімічного складу вторинного титан-молібденового сплаву до конкретних умов експлуатації, зокрема, для потреб хімічної промисловості.

Список літератури

1. Лаврись С. М. Вплив структури титану, виготовленого за перспективними технологіями, на корозійну тривкість / С.М. Лаврись, І.М. Погрелюк, М.-О.М. Даниляк, Д.І. Білони́к, А. Klimova, X.C. Шляхетка // Фіз.-хім. Механіка матеріалів. – 2024. – Вип. 5. – С. 38–44.
2. Білони́к Д.І. Електрошлакова виплавка у відкритому кристалізаторі зливків відходів листових обрізків титану ВТ1-0 / Д.І. Білони́к, О.В. Овчинников, І.М. Білони́к, О.Є. Капустян, С.О. Шумикін, Д.В. Распорня, Ю.М. Савонов // Міжнародний науково-теоретичний та виробничий журнал. Серія: Сучасна електрометалургія. – 2022. – Вип. 1. – С. 34 – 39.
3. Білони́к Д.І. Структура и властивості зливків, отриманих з відходів листової обрізі титану ВТ1-0 Електрошлаковим переплавом у відкритому кристалізаторі / Д.І. Білони́к, О.Є. Капустян, І.А. Овчинников, І.М. Білони́к, Г.М. Лапте́ва // Міжнародний науково теоретичний та виробничий журнал. Серія: Сучасна електрометалургія. – 2023. – Вип. 1 – С. 25 – 32
4. Zhao H. Effect of molybdenum content on corrosion resistance and corrosion behavior of Ti-Mo titanium alloy in hydrochloric acid / H. Zhao, L. Xie, C. Xin, N. Li, B. Zhao, L. Li // Mater. Today Commun. – 2023. – Vol. 34. – № 105032.
5. Prando D. Corrosion of titanium: Part 1: aggressive environments and main forms of degradation / D. Prando, A. Brenna, M.V. Diamanti, S. Beretta, F. Bolzoni, M. Ormellese, M. Pedferri // J. Appl. Biomater. Funct. Mater. – 2017. Vol. 15. – № e291-e302.

Boyko V.V.^a, Springer A.^b, Mykhalenkov K.V.^a, and Kessler O.^a

^a Chair of Material Science University Rostock, Rostock, Germany

^b Department of Medical Biology and Electron Microscopy Center, University Rostock,
Rostock

EFFECT OF LI ON THE STRUCTURE FORMATION OF ALMG5SI2MN-TYPE CASTING ALLOY

Introduction

Casting aluminum alloys containing Li is still of great interest to foundries, and the attention to design casting alloy with reduced density is still rising. Despite the decisive advance in developing Li-containing wrought alloys, very little research has been done on the effect of Li addition to commercial casting alloys. The major limitations for the broadening of Li-containing alloys can be summarized as follows:

- (i) Melting and casting of Li-containing alloys is challenging.
- (ii) Due to the high oxidation rate, the time interval between Li addition and filling the mould cavity needs to be minimized.
- (iii) Even when melting is done under protective gas, the final casting is not free from porosity and surface oxidation.

Some of the earliest information on the Al-Mg-Si-Li (Al(Li)-Mg₂Si) system was published by Li et al. [1]. It was established that the Li addition widens the range where binary (α -Al)+(Mg₂Si) eutectic exists and depresses the appearance of ternary eutectics. Studies by Emamy et al. [2] showed that the Li addition to Al-Mg₂Si composite led to an increase of ultimate tensile strength combined with simultaneous improvement of relative elongation. This is because of the decrease in the size of the primary Mg₂Si crystals and changes in Al-Mg₂Si eutectic morphology. They attributed structural changes to the effect of Li addition.

The objective of the present study is to experimentally evaluate the effect of Li, and Li+TiB₂ additions on the melting/solidification behaviour, microstructure, and precipitation process in AlMg5Si2Mn-type casting alloy.

Experimental procedures

Three alloys were included in the research program and their chemical composition of alloys is provided in Table 1. Alloys were melted using pure Al (99.99 wt.%), Mg (99.9 wt.%), Mn (99.9 wt.%), and master alloys AlSi20, AlLi5, AlTi5B1 in a Linn High Therm medium frequency vacuum induction furnace. After melting, the alloy was poured into a graphite mould and cast parts were 150 mm in height, 50 mm in diameter, and 2.0 kg in weight.

Differential scanning calorimetry (DSC) measurements were performed in double-furnace PerkinElmer Pyris 8500 calorimeter. The samples were heated from 30 to 650°C at the rate of 0.3 K s⁻¹ and, after five minutes of holding, cooled down at the same rate.

Table 1. Chemical composition of experimental alloys

Alloy	Element content, wt.% (Al – balance)					
	Mg	Si	Mn	Li	Ti	Fe
Li1.2	6.45	2.10	0.24	1.20	0.002	0.05
Li1.2Ti	7.75	1.97	0.02	1.22	0.046	0.05
Li2.0	8.67	2.31	0.57	2.01	0.007	0.22

The samples for metallographic investigation were cut from the central parts of the ingots, where the structure consisted of equiaxed grains, and subjected to standard preparation technique and examined using a Leica DMA 5000M optical microscope, scanning electron microscope (SEM, MERLIN® VP Compact). Thin foils for TEM investigations were punched out directly from slices of alloys (average thickness of about 250 mm), grinded from both sides mechanically down to 120 mm thickness and then electrolytically polished using twin-jet Tenupol 5 (Struers ApS, Denmark) with the solution of 1/3 part nitric acid (20%) and 2/3 parts methanol and 35 V over the temperature range 22–25°C. A transmission electron microscope (TEM) Talos 120 (ThermoFisher Scientific Inc.) was used to examine the precipitates. Hardness tests were performed using the KB 30SR hardness testing machine (KB Prüftechnik GmbH) with a load of 0.2 kg. The density of the experimental alloys was measured by Ultrapyc 5000 Foam Gas Pycnometer ([Anton Paar GmbH](#)).

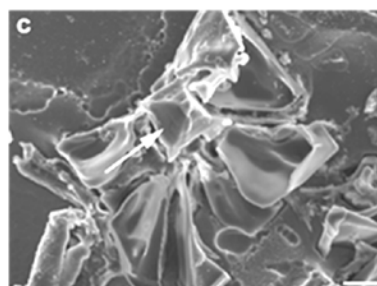
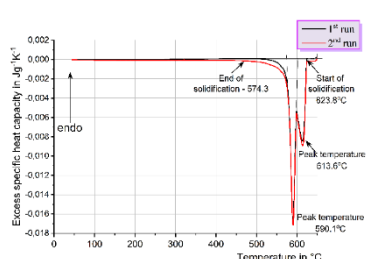
Results and discussion

Upon heating, the occurrence of the first significant endothermic effect indicates the melting temperature of the (α-Al)+(Mg₂Si) eutectic (T_{e-m}). Alloys containing lithium (Li1.2 and Li2.0) exhibit a depression in T_{e-m}. Specifically, the T_{e-m} for the Li1.2 alloy was measured at 589.6°C, while the Li2.0 alloy displayed a slightly lower temperature of 587.2°C. The results obtained from differential scanning calorimetry (DSC) and microstructural observations confirm that the addition of lithium alters the (α-Al)+(Mg₂Si) eutectic.

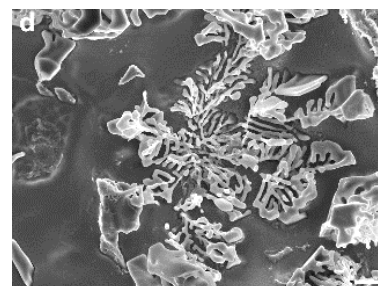
Upon cooling each of the studied alloys, two notable thermal effects were observed, as illustrated in Fig. 1. The first effect occurs at a temperature designated as the starting solidification temperature, T_{s-s}. The alloy Li1.2Ti, which included the AlTi5B1 grain refiner, exhibited the highest T_{s-s} at 623.8°C. In contrast, Li-containing alloys demonstrated lower T_{s-s} values, with an observable trend where increasing Li content correlated with decreasing T_{s-s} temperatures.

Increasing the Li content from 1.0 up to 2.0 wt.% leads to significant changes in the

eutectic morphology, making Mg_2Si intermetallic fibrous (see Fig. 2b). Thus, the decrease in T_{e-m} mentioned above is indeed due to the eutectic modification effect of Li.



a. α -Al+ Mg_2Si eutectic morphology in Li1.2 alloy



b. α -Al+ Mg_2Si eutectic morphology in Li2.0 alloy

Fig. 1 - Solidification

Fig. 2 - Morphology of α -Al+ Mg_2Si eutectic in Li-containing AlMg5Si2Mn-type alloys

The addition of AlTi5B1 grain refiner to the Li1.2Ti alloy demonstrated that both α -Al grains, which were inoculated by the TiB_2 particles, and primary Mg_2Si began to grow on their surfaces. This phenomenon was confirmed experimentally by the observation of TiB_2 particles located at the center of the primary Mg_2Si crystal (see Fig. 3). The particles exhibit a distinct crystalline morphology that is reminiscent of the structure found in the AlTi5B1 master alloy. Although EDS cannot detect boron, the pronounced titanium intensity in the central region of the Mg_2Si crystal (Fig. 3b) suggests that the observed agglomerate comprises TiB_2 particles that serve as nucleation sites for the primary crystals.

An increase in hardness was observed in the lithium-containing alloys. Alloy Li1.2 demonstrated an improvement in hardness, reaching up to 100 HV0.2 compared to 72 HV0.2 for the alloy without lithium addition. When comparing the hardness values of alloys Li1.2 and Li1.2Ti, it is evident that the difference between these two lithium-containing alloys is not particularly significant. The highest hardness value recorded was in alloy Li2.0, which achieved 113 HV0.2, highlighting the pronounced effect of lithium on the properties of Al-Mg-Si-Mn-type cast alloys (see Fig. 4).

Conclusion

- The addition of Li, or Li+ TiB_2 affects the eutectic melting temperature of the Al-Mg-Si-Mn system. The lowest eutectic melting temperature was recorded for the alloy containing 2.0 wt.% Li (587.2°C). This eutectic temperature depression demonstrates the modification effect of Li addition.

- In Li-containing alloys, changes in α -Al+ Mg_2Si eutectic morphology were found. Eutectic colonies' morphology changes from rosette-like to fibrous after the addition of 2.0 wt.%

Li. TiB_2 particles act as nucleation sites for Mg_2Si primary crystals.

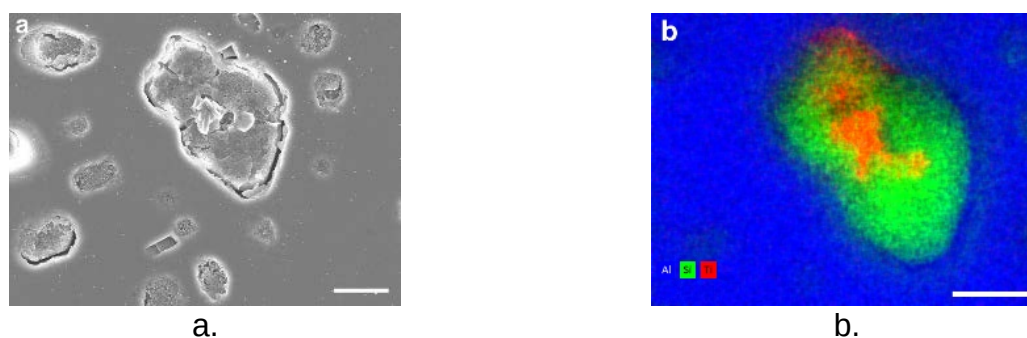


Fig. 3 - Primary Mg_2Si crystal with TiB_2 particles (a) and elemental distribution of Ti (red), Si (green), and Al (blue). Scale bars: a and b: $2\mu\text{m}$

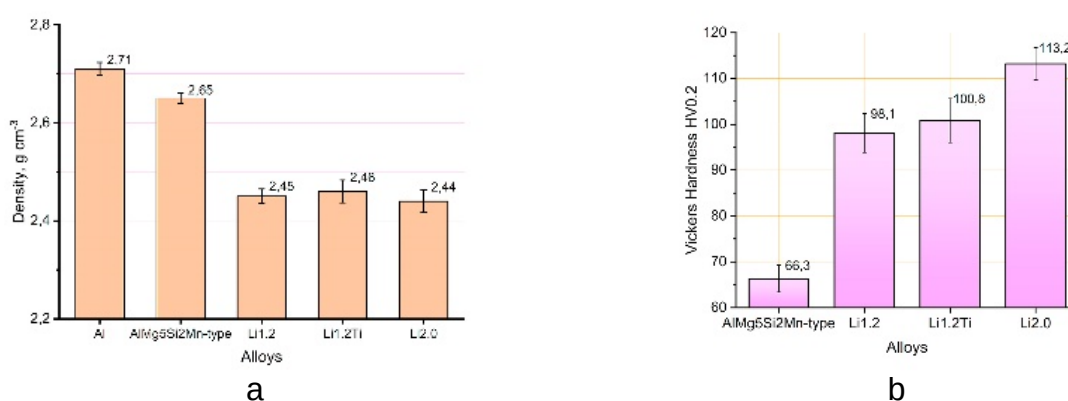


Fig. 4 - Density (a) and hardness (b) of Li-containing AlMg5Si2Mn-type alloys

- Hardness measurements showed that alloy Li2.0 has the highest value of 113HV0.2, which is nearly twice the hardness of commercial AlMg5Si2Mn HPDC alloy (66 HV0.2). This result showed that on the base of the Al-Mg-Si-Mn system, the novel Li-containing casting alloy could be designed and implemented into foundry practice for producing cast parts, especially taking into account the reduced density of the designed material.

Acknowledgments

The authors would like to acknowledge the Federal Ministry of Education and Research (project BMBF 01DK24015 InnoGuss-Innovative) for financial support of the research.

References

1. S.P. Li, S.X. Zhao, M.X. Pan et al., Eutectic reaction and microstructural characteristics of Al (Li)- Mg_2Si alloys. *Journal of Materials Science* 36 (2001), 1569–1575.
2. R. Hadian, M. Emamy, N. Varahram, N. Nemati, The effect of Li on the tensile properties of cast Al- Mg_2Si metal matrix composite. *Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing* 490 (1–2) (2008), 250–257.

А. Ю. Борисенко, Л. С. Молчанов, Т. С. Голуб

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

ВПЛИВ ГАЗІВ (О, N, H) НА СТРУКТУРУ ВЛИВОК ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ З СІРОГО ЧАВУНУ

Досліджували виливки кілець-заготовок діаметром 110 мм і 130 мм з сірого чавуну (табл. 1) для виробництва компресійних поршневих кілець двигунів внутрішнього згоряння. Для виготовлення виливків використовували шихту з чушкового доменного чавуну різних виробників, електродного бою, обороту власного виробництва та легуючих елементів. Це дозволило отримати виливки з різною газонасиченістю чавуну. Плавки здійснювали в 250 кг індукційної печі. Температура перегріву розплаву, час його витримки при цій температурі та температура розливання відповідно становили: 1530–1560 °С, 1–5 хвилин та 1395–1520 °С. Було виготовлено 6 плавів, що відповідають 6 типам виливків кілець-заготовок. значення газів виконано за ДСТУ 8920:19 «Сталі та сплави. Методи визначення газів» з використанням газоаналізаторів ELTRA-ON 900 та ELTRA-ON 900. Зразки для газового та мікроструктурного аналізу відбирали від бічних ділянок кілець-заготовок, що найбільш інтенсивно охолоджуються при кристалізації та у твердому стані.

Дослідження показали, що спільна найменша середня кількість кисню, азоту та водню у виливці №1 (рис. 1) призвела до часткового вибілу чавуну з утворенням структури пластинчастого ледебуристу та евтектичних графіто-аустенітних колоній, аустеніт у яких перетворився на перліт та ферит. Середні значення вмісту кисню, азоту та водню у цьому зразку відповідно склали: 0,0038, 0,0044 та 0,00032%. Підвищення вмісту газів в інших виливках усуває вибіл.

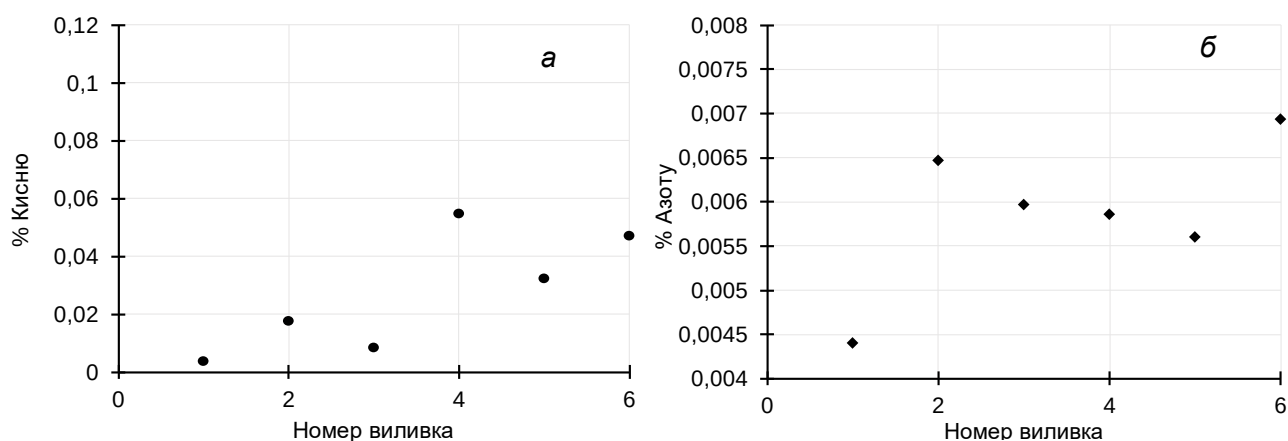
Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних плавів (виливків) кілець-заготовок

№ плавки (виливка)	діам. кілець-за- готовки, мм	Вміст хімічних елементів, % мас.								
		C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo
1	110	3,94	0,47	2,45	0,24	0,024	0,22	0,330	0,400	0,160

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2025

2	130	3,94	0,47	2,45	0,24	0,024	0,22	0,330	0,400	0,160
3	130	3,44	0,42	2,65	0,33	0,021	0,12	0,130	0,150	0,130
4	130	3,30	0,55	2,73	0,33	0,040	0,21	0,098	0,086	0,074
5	110	3,64	0,46	2,40	0,28	0,040	0,23	0,130	0,370	0,090
6	110	3,58	0,59	2,50	0,55	0,040	0,26	0,240	0,500	0,270

Однак їх наявність у кількостях рівних 0,0177% O, 0,0065% N та 0,00101% H призводить до утворення у металевій матриці виливка №2 по границям евтектичних колоній 10–15% неприпустимих структур бейніту та мартенситу. Збільшення вмісту газів (рис.) значно стабілізує аустеніт, перетворення якого у виливках №4 та №6 призводить до утворення практично 100% гартівної бейніто-мартенситної структури. Утворення перліто-феритної структури у виливках №3 і №5 відбувається при середньому вмісті O = 0,0085% і N = 0,0324%. Звертає увагу те, що у зразку №2, в якому утворюється найменша кількість гартівних структур, кисню менше, ніж у зразку №5, в якому таких структур немає. Зумовлено це, судячи з отриманих даних (рис. 1), тим, що у зразку №5 менше азоту, хоча в ньому і більше водню, який має стабілізувати аустеніт, сприяючи диспергуванню перліту та утворенню мартенситу. Практично повна відсутність у цьому зразку фериту та утворення високодисперсного перліту підтверджує стабілізуючу аустеніт дію водню.



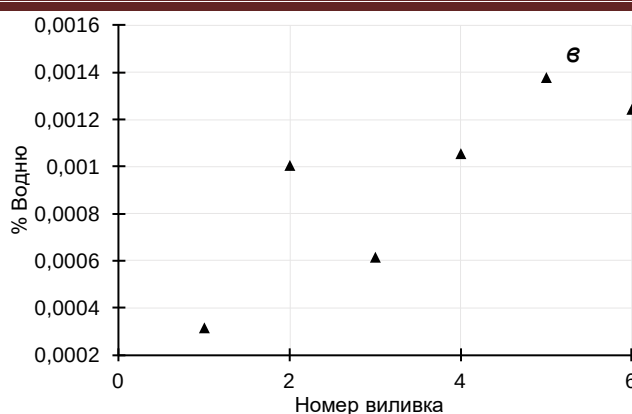


Рис. 1 – Середній вміст газів: О (а), N (б) та Н (в) у виливках кілець-заготовок поршне-
невих кілець із сірого чавуну

Утворення гартівних структур під дією підвищеного вмісту кисню і водню у зразку №5, ймовірно, було уникнуто зниженням вмістом в ньому азоту, тоді як підвищений вміст азоту у зразку №3, яке сприяло б утворенню гартівних структур, швидше за все, було нівельоване низьким вмістом водню. При цьому вміст азоту у зразку №3 з перліто-феритною структурою приблизно такий же, як у зразку №4 з гартівними структурами. Можна зробити висновок, що на структуру металевої основи виливків малих перетинів із сірого чавуну кисень має більший вплив, ніж азот та водень, які можуть посилювати або послаблювати дію кисню та один одного. За інших рівних умов кисень, ймовірно, – основний елемент, що впливає на структуру металевої основи сірого чавуну, сила дії якого залежить від вмісту в ньому азоту та водню. Про взаємний вплив цих газів на їхню кількість свідчать значні значення коефіцієнтів кореляції, які склали: $r_{O/N} = 0,52$, $r_{O/H} = 0,76$, $r_{N/H} = 0,65$. Механізм цього впливу на утворення структури чавунів – графіту, ледебуриту та металевої основи нині залишається не з'ясованим. Однак він має бути пов'язаний із двома факторами: 1 – фізикою дифузії газів та вуглецю (найбільше впливає на стабільність аустеніту), яка за інших рівних умов залежить від їх атомних радіусів; 2 – хімічною активністю газів по відношенню до компонентів чавуну, в першу чергу вуглецю та у другу чергу кремнію, як найбільш активним елементам. Дія цих фізико-хімічних факторів залежить від хімічного складу розплаву чавуну та швидкості охолодження виливків, яка для виливків кілець-заготовок поршневих кілець через їхній малий перетин має велику величину. Тому для гарантованого отримання необхідної перліто-феритної структури і необхідної твердості (94–112 HRB) кілець-заготовок поршневих кілець із сірого чавуну необхідно вжити заходів, що нівелюють наявні неминучі коливання його хімічного складу та умов охолодження виливків, які залежать від температури перегріву розплаву, часу його витримки, температури розливання та ін. факторів ливарного виробництва. Такими заходами можуть бути рафінування або модифікування розплаву чавуну.

**В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук, Н. П. Моїсєєва,
С. М. Медвідь, В. О. Овсянников**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

otdel.vch@gmail.com

**РОЗРОБЛЕННЯ ЕКОНОМНОГО РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ ДЛЯ
ПІДВИЩЕННЯ І СТАБІЛІЗУВАННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ
ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ**

Гарантоване отримання виливків із перлітного високоміцного чавуну з безкарбідною структурою є головним критерієм їхньої високої якості і досягається: високоякісними шихтовими матеріалами, що забезпечують низьку масову частку у розплаві сірки, фосфору і карбідоутворювальних елементів (хрому, марганцю та інших); використанням легування елементами, що не утворюють карбідів і сприяють перлітизації при евтектоїдному перетворенні, тобто міддю та/або нікелем [1, 2]; високоефективним сфероїдизувальним та графітизувальним (інокулювальним) модифікуванням [3, 4].

За умови отримання у литому стані виливків з перлітного високоміцного чавуну без структурно-вільних карбідів відпадає потреба у застосуванні енергоємного довготривалого (6-8 год) термооброблення – високотемпературного графітизувального відпалу при 920-950 °С для розкладання структурно-вільного цементиту. В таких умовах при необхідності підвищення ступеня перлітизації і показників механічних властивостей високоміцного чавуну у виливках достатньо застосувати короткотривале економне термооброблення – нормалізування.

Вибір температурних режимів нормалізування проведений на основі аналізу результатів дилатометричних досліджень по визначенню температури перетворення $\alpha \leftrightarrow \gamma$ фаз, яка значною мірою залежить від хімічного складу і легування. Встановлено, що кремній збільшує температурний інтервал одночасного існування α і γ -фаз та підвищує температуру їх перетворення. Встановлено оптимальну масову частку кремнію 1,8-2,3 % для одержання перлітного високоміцного чавуну. Менша масова частка кремнію призводить до утворення відбілу виливків, а перевищення верхньої межі вмісту – до суттєвого зниження кількості перліту в металевій основі. Легування чавуну міддю та нікелем призводить до зниження температур початку перетворення при нагріванні

Ас^п на 20-30 °С та охолодженні А_с^п на 30-40 °С. В результаті легування міддю міжкритичний інтервал існування $\alpha \leftrightarrow \gamma$ фаз при охолодженні зменшується до 15-20 °С, що вказує на ефективність нормалізування чавунів, легованих міддю, з метою одержання тонкодисперсної перлітної структури. Нікель дещо звужує міжкритичний інтервал при нагріві і мало впливає на нього при охолодженні, що дозволяє одержувати оптимальне сполучення показників міцності і пластичності високоміцного чавуну, легованого нікелем. З метою отримання структури з рівномірно розподіленим у металевій матриці феритом та сорбітоподібним перлітом, підвищення ступеня перлітизування та механічних властивостей розроблено короткотривале економне термооброблення – нормалізування (нагрів до 850-870 °С, витримка 1-2 год, охолодження на повітрі), яке забезпечує значне підвищення показників механічних властивостей легованого міддю (0,6 %мас.) і нікелем (0,5 %мас.) високоміцного чавуну.

Лита структура металевої основи розробленого легованого високоміцного чавуну в виливках з товщиною стінки 15 мм складається переважно із 85-95 % перліту (решта ферит, який розташований у вигляді оболонок навколо включень кулястого графіту). Механічні властивості у литому стані складають: тимчасовий опір розриванню $\sigma_B = 880-930$ МПа; відносне видовження $\delta = 6-8$ %, твердість 241-285 НВ. Після нормалізування металева матриця складається з рівномірно розподілених у матриці сорбітованого перліту (95-97 %) та фериту. В результаті нормалізування тимчасовий опір розриванню σ_B підвищується до 970-1010 МПа, твердість до 285-302 НВ при збереженні відносного видовження $\delta = 6-8$ % (на рівні литого стану).

Таким чином, розроблені технологічні параметри забезпечують одержання перлітного високоміцного чавуну із механічними властивостями, які значно перевищують вимоги діючого стандарту ДСТУ EN 1563:2018 до перлітного чавуну марки ВЧ800-2.

Список літератури

1. Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Сиропоршнєв Л.М., Берчук Д.М., Киришун І.В. Вплив нікелю на структуру і механічні властивості виливків з високоміцного чавуну. *Процеси лиття*. 2011. №2. с. 24-34.
2. Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Сиропоршнєв Л.М., Бачинський Ю.Д., Козак Д.С. Мідь у високоміцному чавуні. *Процеси лиття*. 2010. №3. с. 46-57.
3. Hartung K., Michels L., Logan R. The evolution of inoculants. *Modern Casting*. October 2021. pp. 24-29.
4. Fay A., Pinel P. Inoculation solutions against metallurgical problems. *International Journal of Metalcasting*. 2020. Vol. 14. pp. 1123-1135. doi: 10.1007/s40962-020-00431-4.

**В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. О. Ясинський, О. О. Ясинська,
Н. П. Моїсеєва, В. О. Овсянников**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

otdel.vch@gmail.com

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ І ЛЕГУВАННЯ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ПЕРЛІТНОГО КЛАСУ

Отримання безкарбідної структури у виливках з перлітного високоміцного чавуну з підвищеною пластичністю є одним з головних критеріїв їхньої високої якості і досягається комплексом технологічних заходів: високоякісними шихтовими матеріалами, що забезпечують низьку масову частку у розплаві сірки (менше 0,015 %), фосфору (менше 0,04 %) і карбідоутворювальних елементів (марганцю, хрому та інших); оптимізуванням хімічного складу; використанням легування елементами, що не утворюють карбідів і сприяють перлітизації при евтектичному перетворенні (нікелем та/або міддю).

Сірка в чавунах перешкоджає утворенню кулястого графіту, висока її масова частка у вихідному металі призводить до підвищеної витрати сфероїдизувальних лігатур, оскільки їх складові мають велику спорідненість до сірки і вони, в першу чергу, взаємодіють з нею з утворенням сульфідів (відомо, що для зв'язування в чавуні 0,1 % сірки витрачається 0,076 % магнію), збільшується ймовірність невідповідності структури та механічних властивостей високоміцного чавуну у виливках заявленим вимогам. Сульфіди призводять до утворення у виливках із ВЧ специфічних дефектів «чорних плям», що значно знижують пластичність та ударну в'язкість. Мінімальна масова частка сірки ($\leq 0,015$ %) у вихідному розплаві перед сфероїдизувальним модифікуванням - основний фактор отримання якісного високоміцного чавуну з необхідним високим рівнем механічних властивостей у виливках.

Фосфор знижує розчинність вуглецю в залізі та температуру евтектичної кристалізації, на форму графіту не впливає, проте є шкідливою домішкою в конструкційних високоміцних чавунах, оскільки утворює легкоплавку (935 °C) потрібну евтектику (6,89 мас. % P; 1,96 мас. % C і 91,15 мас. % Fe), яка має у своєму складі крихкі фосфіди заліза, розташовується навколо зерен аустеніту і цим негативно впливає на пластичність високоміцного чавуну. У вихідному чавунному розплаві масова частка фосфору має бути менше 0,04 %.

Досліджено вплив хімічного складу і легування нікелем та міддю на структуроутворення і механічні властивості високоміцного чавуну. Встановлено, що вуглець в широкому діапазоні значень масової частки (3,0-3,8 %) несуттєво змінює структуру і механічні властивості високоміцного чавуну. При відсутності структурно-вільного цементиту вплив кремнію має подвійний характер: з одного боку, він викликає феритизування металевої матриці, знижуючи міцність і збільшуючи пластичність, а з іншого – в результаті легування фериту відбувається його зміцнення і знижується пластичність. Встановлено, що найбільш сприятливе поєднання механічних властивостей перлітного високоміцного чавуну після нормалізування забезпечується при 1,8-2,3 %мас. Si. Марганець, на відміну від кремнію, зменшує активність вуглецю в чавуні, ускладнюючи першу стадію графітизування, в процесах перекристалізації сприяє утворенню перліту. З підвищенням масової частки марганцю збільшується тимчасовий опір під час розривання σ_B та зменшуються відносне видовження δ і, особливо, ударна в'язкість. В технологіях одержання перлітного високоміцного чавуну з підвищеною пластичністю оптимальною є масова частка марганцю менше 0,20 %.

Нікель знижує розчинність вуглецю в рідкому і твердому розчинах, підвищує евтектичну температуру і знижує евтектоїдну. Встановлено, що вплив нікелю на структуроутворення металевої основи певною мірою визначається швидкістю охолодження виливка. В клиноподібних пробах товщиною основи 25 мм, що охолоджувались з невисокою швидкістю (0,12 °C/c), при легуванні нікелем у кількості 0,5-1,0 %мас. його перлітизувальний вплив не проявлявся, спостерігалось навіть певне збільшення кількості фериту у структурі. При масовій частці нікелю 1,5 % кількість перліту збільшується, а після нормалізування забезпечується отримання перлітної металевої основи і підвищення тимчасового опору розриванню σ_B до 860 МПа, твердості до 255 НВ, відносного видовження до 6,5 %.

Мідь у високоміцному чавуні значно (в рази) перевищує нікель по перлітизувальній здатності і майже в 4 рази дешевше. В результаті легування міддю зміцнюється твердий розчин, збільшується дисперсність перліту, значно підвищується міцність. Визначені параметри технології отримання перлітного високоміцного чавуну з масовою часткою міді $1 \pm 0,15$ % модифікуванням феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою. Встановлено, що технологія дозволяє отримати у виливках наступні високі механічні властивості: тимчасовий опір розриванню $\sigma_B = 850-890$ МПа; відносне видовження $\delta = 6,5-8,0$ %, ударну в'язкість $KC = 30-65$ Дж/см² при твердості 241-255 НВ. В результаті застосування для легування замість нікелю дешевшої міді досягається значний економічний ефект.

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

Н. П. Моїсєєва, С. М. Медвідь

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

otdel.vch@gmail.com

ТЕХНОЛОГІЧНІ РІШЕННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЛИВАРНИХ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ ПЕРЛІТНОГО КЛАСУ

Експериментально підтверджено, що кращими шихтовими матеріалами для виробництва високоякісних чавунів з високим рівнем міцності та пластичності є рафіновані позапічним обробленням ливарні та переробні доменні чавуни з масовою часткою сірки менше 0,015 %, фосфору менше 0,04 %, марганцю менше 0,2 %. Але по причині високої вартості економічно вигідно повністю або частково виключити зі складу шихти рафіновані чавуни. Встановлено, що додавання у шихту відходів сталей відповідного складу дозволяє відмовитися від вартісних чушкових чавунів. Розроблені параметри одержання високоякісного вихідного розплаву з використанням у шихті від 30 до 60 % сталевих відходів і графіту для науглецювання. Найбільш сприятливе поєднання показників міцності і пластичності виробів з високоміцного чавуну забезпечують відходи сталей 11ЮА, 08, електротехнічної сталі та інших.

Перспективним напрямком розвитку технології одержання перлітного високоміцного чавуну підвищеної пластичності є застосування для модифікування розплаву феросиліцій-магній-кальцієвих лігатур. Встановлено, що введення до складу феросиліцій-магнієвої лігатури 4-5 % мас. кальцію підвищує ефективність модифікування на 20-30 %. При взаємодії феросиліцій-магній-кальцієвої лігатури з розплавом чавуну утворюється реакційний тугоплавкий кальцієво-силікатний шлак, який ускладнює розчинення компонентів лігатури в рідкому чавуні. Експериментально встановлено, що введення разом з лігатурою присадки флюориту кальцію ефективно знижує в'язкість реакційного шлаку і створює умови для повного розчинення лігатури з розміром кусків 10-25 мм під час заповнення ковша металом. Показано, що шлак, утворений після додавання флюориту кальцію, виконує функцію рафінування, виступаючи свого роду адгезійним фільтром, що зменшує забруднення розплаву неметалевими вкрапленнями, наявними в складі лігатури. Внаслідок високої спорідненості кальцію до сірки і кисню, від яких він ефективно рафінує чавунний розплав, підвищується ступінь засвоєння магнію та зменшується переохолодження від його введення, покращується інокуляційна

спроможність модифікування (збільшується кількість центрів формування кулястого графіту під час кристалізації), що забезпечує зменшення схильності тонкостінних виливків до утворення відбілу та зменшення усадки.

Встановлено, що раціональне отримання високоміцного чавуну перлітного класу з підвищеними механічними властивостями забезпечується при легуванні міддю та нікелем за умови відсутності структурно-вільного цементиту (відбілу) у структурі виливків. Розроблено леговані високоміцні чавуни, в литій структурі металевої основи яких кількість перліту перевищує 85 % (решта ферит). Встановлено, що заміна у шихті чушкового чавуну марки ПЛ2 (0,035 %мас. S; 0,10 %мас. P) на високоякісний чушковий чавун марки ПБК2 ($\leq 0,015$ %мас. S; 0,05 %мас. P) сприяє зменшенню витрати на модифікування феросиліцій-магній-кальцієвої лігатури з 2,5 % до 1,5 % (від маси рідкого чавуну), що дозволяє на 40 % зменшити утворення шкідливих речовин при модифікуванні, і підвищенню пластичності литого металу у понад 2 рази при достатньо високому рівні міцності легованих високоміцних чавунів.

Введення у розплав чавуну кальцію забезпечує:

- кращу екологічну ситуацію у цеху, оскільки реакційна взаємодія феросиліцій-магній-кальцієвої лігатури з розплавом відбувається більш спокійно (без піроефекту і димоутворення);

- значне зниження схильності високоміцного чавуну до відбілу і збільшення щільності розподілу сфероїдів графіту в 1,5-2,0 рази, що дозволяє ліквідувати операцію високотемпературного графітизувального відпалу;

- зменшення величини об'ємної усадки, зниження маси живильних бобишок у 1,3-1,5 раз, що загалом підвищують вихід придатного лиття.

Розроблено короткотривалий процес термічного оброблення, який забезпечує значне підвищення міцності легованих високоміцних чавунів: у тонкостінних виробах з легованого міддю (1 %) ВЧ тимчасовий опір розриванню σ_B збільшується з 830 МПа до 950 МПа (на 14,5 %) при відносному видовженні $\delta = 6,6$ %, з легованого нікелем (1 %) – з 675 МПа до 875 МПа (майже на 30 %) при $\delta = 9,1$ %. Легування нікелем є більш ефективним для підвищення пластичності, тоді як легування міддю – для підвищення міцності.

Отримані результати розширяють базу даних для розроблення прогресивних технологій отримання виробів з легованих високоміцних чавунів з підвищеними механічними і спеціальними властивостями для сучасної техніки.

В. Б. Бубликов, Д. М. Берчук, О. О. Ясинський, В. О. Овсянников

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

otdel.vch@gmail.com

ВПЛИВ МАГНІЙ-КАЛЬЦІЄВОЇ ЛІГАТУРИ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

У виробництві високоміцного чавуну головну роль відіграє модифікування, яке змінює хімічний склад, структуру, фізико-хімічні властивості чавуну та створює умови для формування в структурі кулястого графіту. Стабільність сучасних процесів внутрішньоформового модифікування визначається кінетикою тепло- та масообмінних процесів між рідким чавуном і магнієвмісним модифікатором, які протікають в ливарній формі. Найбільш ефективними, екологічними та економічними вважаються пізні методи модифікування, в результаті яких забезпечується перехід з лігатури в рідкий метал від 70 до 85 % Mg при скороченні до мінімуму інтервалу часу від початку модифікування до кристалізації розплаву.

При одержанні високоміцного чавуну вважається перспективним використання магній-кальцієвої лігатури. Кальцій є значно активнішим десульфуратором і розкислювачем, ніж магній, через що покращується модифікувальна та рафінувальна здатність лігатури. Завдяки кальцію зменшуються переохолодження розплаву, зумовлене введенням магнію, та вплив зернограничної крихкості, що підвищує механічні та пластичні властивості високоміцного чавуну у виливках.

Проведено дослідження впливу FeSiMg7Ca7 лігатури на структуру і механічні властивості високоміцного чавуну при ковшовому та внутрішньоформовому модифікуванні. Швидкість розчинення магній-кальцієвої лігатури залежить від в'язкості і температури шлаку, що утворюється при її плавленні та перешкоджає проникненню рідкого металу в засипку лігатури і уповільнює процеси тепломасообміну між нею та розплавом. Для покращення умов міжфазної взаємодії між розплавом чавуну і лігатурою застосовували присадку, яка ефективно знижує в'язкість шлаку, який утворюється.

Після сфероїдизувального модифікування в ковші чавун мав наступну масову частку хімічних елементів, у %: 3,3-3,6 C; 2,32-2,50 Si; 0,26-0,30 Mn; до 0,1 Cr; 0,028-0,034 Mg; 0,016-0,020 S; до 0,05 P.

Після ковшового модифікування FeSiMg7Ca7 лігатурою ступінь сфероїдизації графіту в структурі зразків проби товщиною 5-25 мм склав 80-85 %, кількість цементиту

становила 12-40 %, а фериту – до 8 %. Інокуююча здатність ковшового модифікування, на відміну від модифікування у ливарній формі, в 2,5-3 рази нижча. Через наявність цементиту в структурі проб з високоміцного чавуну, отриманого ковшовим модифікуванням, механічні властивості не визначали.

В процесі внутрішньоформового сфероїдизувального модифікування відносно рівномірна швидкість розчинення лігатури FeSiMg7Ca7 є характерною для міжфазної взаємодії в зоні розподілу розплаву та лігатури, де максимальна кількість магнію переходить в чавун в кінці заливки. В пробах, які заливаються останніми, спостерігається підвищення вмісту Mg до 0,071 %, а Si до 2,72 %. Середні масові частки Mg та Si в проведених дослідках після внутрішньоформового модифікування FeSiMg7Ca7 лігатурою становили 0,05 і 2,43 %, відповідно.

При внутрішньоформовому сфероїдизувальному модифікуванні лігатурою FeSiMg7Ca7 в структурі зразків товщиною від 5 до 25 мм структурно-вільного цементиту не було і кількість включень кулястого графіту зменшується з 870 до 420 шт/мм², а кількість фериту збільшується з 45 до 73 %. Зі збільшенням товщини проби тимчасовий опір під час розтягування зменшується від 720 до 640 МПа, а відносне видовження збільшується від 7 до 12 %.

Модифікування ефективно запобігає утворенню відбілу, підвищує ступінь сфероїдизації включень графіту, сприяє феритизації та диспергуванню структури. Таким чином, одержано високе значення тимчасового опору під час розтягування при модифікуванні FeSiMg7Ca7 лігатурою у 640 МПа при відносному видовженні 12 %. Також, процес модифікування у ливарній формі, на відміну від ковшового, забезпечує зниження витрат модифікатора в 1,5-2 рази, менш чутливий до коливань технологічних параметрів і дозволяє на 30-50 % збільшити перехід магнію та кремнію з кремній-магнієвої лігатури у високоміцний чавун виливка.

Наявність від 55 до 27 % перлітної складової в структурі, відповідно, зразків товщиною від 5 до 25 мм дозволяє ефективно застосовувати термічну обробку для збільшення механічних властивостей високоміцного чавуну без додаткового легування перлітизуючими елементами міддю чи нікелем. Застосування модифікування у ливарній формі при отриманні високоміцного чавуну дозволяє відмовитися від традиційної для тонкостінного лиття операції енергоємного відпалу, що проводиться для розкладання структурно-вільних карбідів, і відкриває перспективу подальшого зниження ваги деталей в машинобудуванні.

УДК 669.131.7

В. Б. Бубликов, О. О. Ясинський, Ю. Д. Бачинський, О. О. Ясинська,

ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ НІКЕЛЕМ ТА МІДДЮ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Високоміцний чавун має підвищену схильність до утворення карбідної фази при кристалізуванні. Тому ефективним є підвищення характеристик міцності високоміцного чавуну шляхом легування некарбідоутворювальними елементами, до яких належать мідь та нікель.

У лабораторних плавках в якості шихти застосовували переробний чушковий чавун марки ПЛ2 (мав наступний хімічний склад, %мас.: 4,1 С; 0,75 Si; 0,35 Mn; 0,06 Cr; 0,02 Al; 0,026 Ti; 0,035 S; 0,10 P), масові частки шкідливих домішок (сірки і фосфору) у якому значно перевищували максимально допустимі для технологій високоміцного чавуну оптимальні рівні, відповідно, 0,015 % S і 0,05 % P. Наприкінці плавки в піч вводили розрахункову кількість феросиліцію марки ФС75. Масова частка кремнію у виливках знаходилась в межах 2,60-2,95 %. Для одержання в структурі виливків кулястої форми графіту застосовували модифікування в ковші феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою ФСМг7К6 у кількості 2,5 % від маси рідкого чавуну. Нікель марки Н-4 (ГОСТ 849-2008) вводили до шихти. Катодну мідь марки МОК (ДСТУ ГОСТ 859-2003) вводили в ківш, укладаючи її поверх раніше засипаної лігатури ФСМг7К6.

Вплив масової частки міді та нікелю на зміну мікроструктури та механічних властивостей високоміцного чавуну в виливку стандартизованого «клина» показано на рис. 1. З підвищенням масової частки міді збільшується кількість перліту в металевій основі, але зберігаються феритні оболонки або окремі пелюстки навколо сфероїдів графіту (при легуванні 1,5 % Si спостерігається 3-5 % фериту). При масовій частці нікелю 0,5 і 1,0 % та невисокій швидкості охолодження (0,12 °C/c) стандартного «клина», кількість перліту в металевій основі, порівняно з нелегованим високоміцним чавуном, зменшується з 40 % до 25 % і лише за масової частки 1,5 % нікелю збільшується до 55 %. Таким чином, експериментально показано, що легування 0,5-1,0 % нікелю при евтектоїдному перетворенні за певних умов сприяє графітизуванню структури виливків, що повільно охолоджуються.

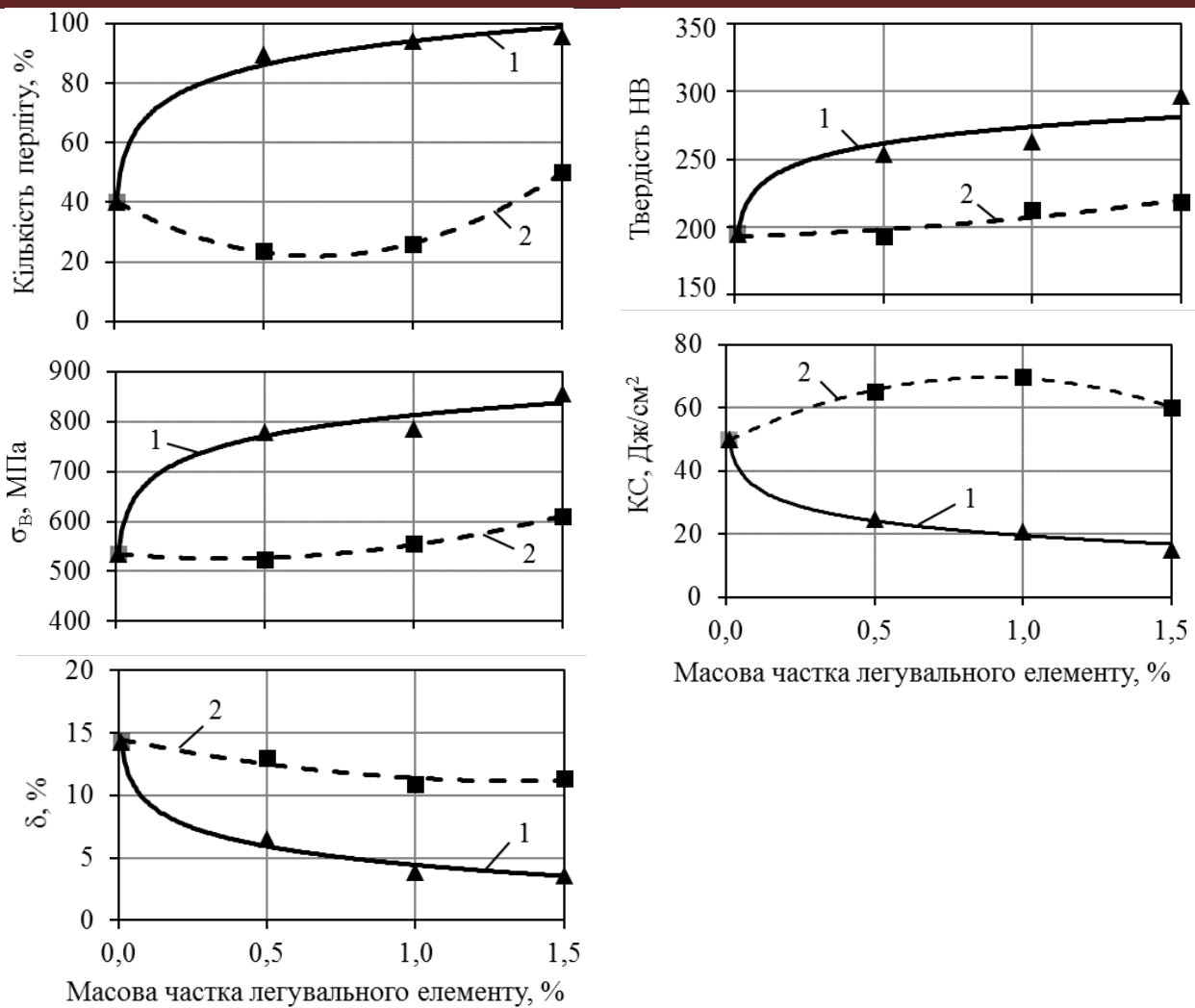


Рис. 1 – Вплив масової частки міді (1) і нікелю (2) на кількість перліту та механічні властивості високоміцного чавуну

З підвищенням масової частки міді збільшуються кількість перліту, тимчасовий опір під час розривання σ_B , твердість НВ, зменшуються показники відносного видовження δ і ударної в'язкості КС. Отримані закономірності свідчать, що для одержання високоміцного чавуну перлітного класу (кількість перліту у металевій основі понад 92 %) достатнім є легування 1% Cu, при якому вдається отримати високоміцний чавун з властивостями: $\sigma_B \geq 750$ МПа; $\delta \geq 3$ %; КС ≥ 20 Дж/см². При масовій частці Cu = 1,5 % підвищується міцність, але знижуються відносно видовження та ударна в'язкість: $\sigma_B \geq 800$ МПа; $\delta \geq 2,5$ %; КС ≥ 12 Дж/см². Подальше підвищення масової частки міді до 2 % не має істотного впливу на зміну форми графіту і показників механічних властивостей високоміцного чавуну.

Характер впливу нікелю на співвідношення перліт/ферит у металевій основі високоміцного чавуну значною мірою визначається швидкістю охолодження (товщиною

стілки вилівка). У металевій основі стандартних «клинів» з товщиною основи 25 мм, з яких виготовляли зразки для механічних випробувань, незначне збільшення кількості перліту спостерігали лише за масової частки $Ni = 1,5 \%$. У порівнянні з нелегованим високоміцним чавуном при легуванні $0,5 \%$ Ni тимчасовий опір під час розривання σ_B та твердість HB дещо знижуються. При легуванні $1,0 \%$ Ni , незважаючи на меншу (порівняно з вихідним нелегованим високоміцним чавуном) кількість перліту, показники σ_B і HB трохи збільшуються, а відносне видовження зменшується, що є наслідком зміцнення твердого розчину легуванням. Ударна в'язкість, що визначена на зразках без надрізу, в результаті легування нікелем підвищується. При $1,5 \%$ Ni кількість перліту збільшується, підвищуються показники σ_B і HB , спостерігається незначне зниження δ і K_{SC} .

На основі результатів експериментального дослідження отримано кількісні закономірності, що характеризують вплив масової частки міді та нікелю на структуру і механічні властивості виливків із високоміцного чавуну. У порівнянні з високоміцним чавуном легованим нікелем, мідь більш ефективно підвищує ступінь перлітизування металевої основи, збільшує показники міцності високоміцного чавуну. Легування нікелем рекомендується, головним чином, для відповідальних тонкостінних виливків з підвищеним рівнем механічних і службових властивостей.

УДК 621.74

М.М. Воробйов, О.І. Пономаренко, Т.В. Берлізєва, Фен Ґан

Національний технічний університет

"Харківський політехнічний інститут",

Україна, м. Харків

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЛИВАРНИХ ФОРМ ЗА РАХУНОК ПОКРАЩЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ

Підвищення складності, точності та зниження тонкостінності та литих деталей поряд з вимогами мінімізації трудових витрат та ефективного захисту навколишнього середовища значно впливають на розвиток технологій виробництва виливків. Це повною мірою відноситься і до технології виготовлення ливарних форм та стрижнів.

Зростаючі вимоги до якості ливарної форми в сучасному світі, ефективності їх виготовлення призводить до того, що вимоги до властивостей формувальних та стрижневих сумішей, особливо останніми роками, безперервно підвищуються.

В даний час існує багато підприємств по виробництву литва, на яких процес виготовлення ливарної форми ще не механізований. В умовах індивідуального та дрібносерійного виробництва вимоги до властивостей формувальних сумішей постійно зростають [1].

Властивості ливарної форми визначають якість виливків. У зв'язку з цим вивчення матеріалів, що використовуються для приготування формувальних та стрижневих сумішей, а також розуміння теорії формування їх властивостей є основою правильного проектування ливарної технології та забезпечення високої якості литих деталей.

На сьогоднішній день у ливарному виробництві все більша увага приділяється холоднотвердіючим сумішам із синтетичними смолами. За останні роки холоднотвердіючі суміші стали основними у виготовленні стрижнів та форм у одиничному та серійних виробництвах у промислово розвинених країнах. Обсяг використання синтетичних смол у ливарному виробництві дуже великий [2]. Це пояснюється високою міцністю суміші при невеликій витраті смоли, можливістю регулювання швидкості затвердіння суміші у великому діапазоні, відсутністю операції сушіння та необхідності в сушильному устаткуванні, легкою вибиванням сумішей з внутрішніх порожнин виливків і виливків з форм, низькою енергоємністю процесу, завдяки чому суттєво спрощується і скорочується цикл.

Alpha-set-процес один з способів виготовлення форм і стрижнів з холоднотвердіючих сумішей. Процес універсальний, тобто може застосовуватися з тим самим зв'язуючим матеріалом при виробництві чавунних, сталевих та виливок з кольорового литва. ХТС по Alpha-set-процесу успішно конкурують з ХТС на фуранових смолах.

В даний час існує багато процесів виготовлення форм та стрижнів, але для кожного підприємства необхідно розробити власну математичну модель, використання якої дозволяє отримати якісні форми з високими фізико-механічними та технологічними властивостями. Тому розробка та застосування складів холоднотвердіючих сумішей для ливарних форм із збереженням показників їх основних фізико-механічних та технологічних властивостей, розробка технології їх приготування є актуальним завданням ливарного виробництва.

Метою досліджень є покращення якості ливарної форми за рахунок покращення фізико-механічних властивостей формувальних сумішей по Alpha-set-процесу.

Для проведення експерименту в якості матеріалів використовували кварцовий пісок марки ПК-070-3 Новоселівського родовища з розміром зерен піску 0,2 мм, фенолоформальдегідну смолу марки JF-103 М та затверджувач марки HQG 20.

Суміш готують таким чином: на 100 в.ч. кварцового піску додають 0,5 ... 1,5 в.ч. затверджувача. Суміш ретельно перемішують протягом 60 секунд, потім до цієї суміші додають 1,0...3 в.ч. фенолоформальдегідну смолу і знову ретельно перемішують протягом 120 секунд.

В роботі досліджувались такі властивості як міцність на стиск, на розрив, на вигін, обсипальність та живучість [3]. Для встановлення закономірностей взаємодії зв'язуючого на основі фенолоформальдегідної смоли марки JF-103 М, затверджувача HQG 20 і кварцовим піском марки ПК-070-3 було проведено активний запланований експеримент. При проведенні даного експерименту вміст смоли варіювався від 1% до 3%, а затверджувача – від 0,5% до 1,5%.

Варіюваними факторами були: кількість смоли (x_1), та затверджувача (x_2). В якості параметра оптимізації (y) були обрані основні фізико-механічні показники властивостей формувальної суміші: міцність на стиск через 3 години (y_1), міцність на розрив (y_2), міцність на вигін (y_3), обсипальність (y_4) та живучість (y_5).

В результаті обробки отриманих даних було отримано наступну систему рівнянь у кодованому масштабі:

$$\text{для } y_1 = 1,22 + 0,51x_1 + 0,12 x_1x_2 \quad , \text{ МПа}$$

$$y_2 = 0,55 + 0,37x_1 + 0,24x_2 + 0,25x_1x_2, \text{ МПа}$$

$$y_3 = 0,96 + 0,44x_1 + 0,085x_1x_2, \text{ МПа}$$

$$y_4 = 0,21 - 0,09x_1 - 0,05x_2, \%$$

$$y_5 = 15,3 - 2,8x_1 + 1,8x_2 - 1,3x_1x_2, \text{ хв.}$$

Перевірка отриманих математичних моделей на значущість коефіцієнтів та адекватність проводилася за допомогою критерію Стюдента та критерію Фішера [4].

При аналізі отриманих даних можна відзначити наступне: вплив варіюваних факторів на параметри оптимізації відповідає теоретичним уявленням про формування властивостей суміші при її приготуванні [5].

Міцність на стиск, розрив та вигін збільшується зі збільшенням кількості смоли і збільшенням затверджувача. Обсипальність сумішей зменшується із збільшенням вмісту смоли та затверджувача. Живучість суміші зменшується зі збільшенням змісту смоли та зростає зі збільшенням кількості затверджувача.

Література

1. OI Ponomarenko, SD Yevtushenko, NS Yevtushenko, TV Berlizeva, MM Vorobiov. Robust methods for controlling casting processes and the quality of castings. /4th International Conference on Sustainable Futures: Environmental, Technological, Social and Economic Matters (ICSF-2023) 22/05/2023 - 26/05/2023 Kryvyi Rih, Ukraine, 2023 IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci. 1254 012007. DOI 10.1088/1755-1315/1254/1/012007.

2. Євтушенко С. Д. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // IX міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» /— Краматорськ : ДДМА, 2023. — С. 49-51.

3. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. / відп. ред. В. Г. Іванов ; Нац. ун-т "Запорізька політехніка". — Запоріжжя, 2025. — С. 122-124.

4. O.Ponomarenko; N.Yevtushenko; O.Khoroshylov; S.Yevtushenko; T.Berlizeva; M. Vorobyov; I. Lukianov. Using an Object-Oriented Approach in Foundry Production. In: Cioboată, D.D. (eds) International Conference on Reliable Systems Engineering (ICoRSE) - 2023. ICoRSE 2023. Lecture Notes in Networks and Systems, vol 762. Springer, Cham.

5. Olga Ponomarenko, Nataliia Yevtushenko, Tatiana Lysenko, Vitalii Voronets, Stepan Yevtushenko, Pavlo Shelepko & Mikhailo Vorobyov. Operation Control of Melting Furnaces in Foundry Workshops Using Simulation Models. In: Cioboată, D.D. (eds) International Conference on Reliable Systems Engineering (ICoRSE) - 2024. ICoRSE 2024. Lecture Notes in Networks and Systems, vol 1129. Springer, Cham. (Scopus)

УДК 621.74/338.4

В. А. Гнатуш, м. Київ,

e-mail: vgnatush@gmail.com

РИНОК МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ 2021-2024

Світова ливарна промисловість є важливим компонентом глобальної економіки. Литі вироби з чорних і кольорових сплавів використовуються в багатьох галузях від автомобілебудування до оборонної промисловості. Її інноваційний розвиток в тренді Industry 4.0 буде сприяти подальшій трансформації машинобудівного комплексу. Тому актуальним є аналіз розвитку світового ринку металевих виливків, виявлення його трендів в розрізі країн і сплавів.

Світовий ринок металевих виливків. Попереднє узагальнення статистичних даних стосовно виробництва виливків країнами світу за 2023р., які оприлюднені ливарними асоціаціями, дозволяють виявити певні тренди глобального ливарного ринку. Загалом у підсумку 2023р. використана статистика 35 країн світу, з них 15 країн або 42,9% представлені статистикою за попередні роки. В той час як у 2021р. серед 34 країн таких було тільки шість або 17,6%. Тим не менш попередні дані свідчать, що у 2023р. в світі було вироблено 110,9 млн т виливків проти 112,0 млн т у 2021р., що характеризується середньорічним темпом (CAGR) -0,3%.

Оброблена інформація свідчать, що країни топ-5 глобального ливарного ринку (Китай, Індія, США, Японія та Німеччина) за попередніми даними демонструють в 2021-2023рр. різнонаправлені тренди виробництва виливків (від -8,7 до 5,1% в форматі середньорічного темпу, CAGR). При цьому обсяг виробництва виливків в світі, та зокрема ливарною промисловістю США, визначено розрахунково, так як журнал Modern Casting (США) [1] призупинив публікувати глобальну ливарну статистику.

В той же час автомобілебудування, яке є найбільшим споживачем металевих виливків, впродовж 2021-2023рр. загалом, як свідчать дані Міжнародної організації виробників автомобілів (International Organization of Motor Vehicle Manufacturers, OICA) [2], характеризується позитивним трендом (CAGR 5,4%). При цьому країни топ-5 глобального ливарного ринку (Китай, Індія, США, Японія та Німеччина) збільшили виробництво автомобілів з середньорічним темпом від 4,7% до 10,0%. Таким чином, вочевидь, статистичні дані стосовно виробництва виливків в глобальному вимірі є недостатньо коректними і потребують оновлення.

Ливарний ринок Китаю. Ливарна промисловість Китаю за обсягом виробництва виливків є лідером глобального ливарного ринку. Тому актуальною є інформація стосовно трендів розвитку галузі в цій країні. Опублікована інформація від китайської ливарної компанії Dawang Metals свідчить про те, що у липні 2024 року відбулась 20-та щорічна зустріч Китайської ливарної асоціації (20th China Foundry Association Annual Meeting) [3]. Під час проведення заходу пан Донгшен Ван (Mr. Dongsheng Wang), виконавчий віце-президент і генеральний секретар Китайської ливарної асоціації (China Foundry Association, CFA), оприлюднив статистичні дані стосовно ливарної промисловості Китаю ("2023 China Foundry Industry Data"). Таким чином за період з 2001 по 2023р. виробництво виливків в країні збільшилось з 14,89 до 51,90 млн т тобто зросло з середньорічним темпом (CAGR) 5,6%. Проте пандемія COVID-19, війна між Росією та Україною, а також гальмування глобальної економіки (зменшення реального ВВП з 6,3% у 2021р. до 2,6% у 2023р.) та економіки Китаю (зменшення реального ВВП

з 8,4% у 2021р. до 5,2% у 2023р. [4]) призвели в 2021-2023рр. до зменшення виробництва металевих виливків країною з 54,05 до 51,90 млн т або з CAGR -1,3%.

Світовий банк (World Bank) [4] прогнозує, що за підсумком 2024р. показник реального ВВП Китаю сягне 4,8% проти 5,2% у 2023р., а в подальші роки гальмування економіки країни продовжиться і в 2026р. ВВП країни сягне 4,0%. Вочевидь і попит на металеві виливки в країні дещо сповільниться. Розрахунки показують, що впродовж 2021-2023рр. обсяг ринку металевих виливків Китаю зменшився з 49,07 до 47,24 млн т [3], тобто з CAGR -1,3%.

У звіті відзначається [3], що впродовж січня-травня 2024р. експорт виливків з Китаю сягнув 2,35 млн т що на 11,4% перевищує показник за аналогічний період 2023р. Одночасно у вартісному вимірі експорт збільшився на 4,6%. При цьому середня ціна за 1 кг литва зменшилась на 6,3%, що свідчить про підвищення ефективності ливарної промисловості Китаю [3].

Ливарний ринок Індії. Ливарна галузь Індії займає друге місце в глобальному рейтингу виробників металевих виливків. За період з 2001 по 2022р. виробництво виливків в країні, відповідно до даних Modern Casting [1], зросло з 3,16 до 14,16 млн т тобто з середньорічним темпом (CAGR) 7,1%. Відзначається, що в період з 2020-2021 ф. р. по 2022-2023 ф. р. (або з 2020 по 2022р. згідно Modern Casting [1]) виробництво виливків в країні збільшилось з 11,31 до 14,16 млн т або з CAGR 7,8%.

В цей період найбільше зростання виробництва продемонстрували виливки з сталі (CAGR 10,9%), з чавуну з кульковим графітом (9,9%) і з сірого чавуну (7,5%). Загалом впродовж звітнього періоду вартість індійського експорту виливків зростала з CAGR 11,2% [5].

Вочевидь такий підвищувальний тренд індійської ливарної промисловості обумовлений комплексом позитивних факторів, серед яких збільшення попиту на виливки на внутрішньому та зовнішньому ринках, а також конкурентоздатністю індійських виливків за рахунок впровадження ефективних ливарних технологій.

Крім того, уряд Індії виходячи з важливості ливарної галузі проводить політику спрямовану на стимулювання місцевого виробництва, зменшення залежності від імпорту та збільшення експорту продукції. Це реалізується через такі ініціативи, як «Зробити в Індії» («Make in India») та схеми заохочення, пов'язаного з виробництвом (Production Linked Incentive, PLI). Наразі у 2024р. уряд запровадив додаткові податкові пільги та субсидії для ливарних підприємств, які впроваджують енергоефективні технології та цифровізацію. Тим самим стимулюється модернізація ливарного виробництва Індії та підвищення його конкурентоздатності на світовому ринку [6].

Ливарний ринок країн Європейської ливарної асоціації. Виробництво металевих виливків країнами Європейської ливарної асоціації (The European Foundry Association, CAEF) впродовж 2018-2023рр., як свідчать звіти CAEF [7], зменшилось з 16,56 до 14,42 млн т тобто з середньорічним темпом (CAGR) -2,3%. Наразі впродовж 2021-2023рр. виробництво виливків в країнах асоціації певною мірою стабілізувалось, хоча і скоротився з середньорічним темпом -0,6%. Очікується, що за підсумком 2024р. буде вироблено 14,28 млн т виливків, що на -1,0% менше проти показника 2023р.

Загалом у 2023р. ливарні підприємства країн CAEF виготовили 10,6 млн т **виливків з сплавів чорних металів** (чавун сірий, чавун з кулястим графітом, чавун ковкий та сталь), що порівняно з 2021р. характеризується середньорічним темпом (CAGR) -1,1%. Наразі у 2023р. експорт вказаних виливків склав 4,6 млн т або 43,3% від обсягу їх виробництва. При цьому у порівнянні з 2021р. обсяг експорту збільшився з середньорічним темпом 2,2%. Найбільшими виробниками виливків з сплавів чорних металів серед країн CAEF є Німеччина, Туреччина та Франція, які загалом у 2023р. виробили 6,6 млн т виливків або 62,2% загального виробництва країнами CAEF [7].

В звіті CAEF [7] констатується, що в країнах асоціації в 2023р. виробництво **виливок з сплавів кольорових металів** збільшилось на 2,8% проти 2022р. і сягнуло 3869,6 тис. т. При цьому в інтервалі 2021-2023рр. середньорічний темп зростання склав 0,5%. Лідерами європейського ринку виливків з кольорових металів є Італія, Німеччина та Туреччина, загальна частка яких у виробництві за підсумком 2023р. склала 62,0%. При цьому серед лідерів найбільший середньорічний темп зростання виробництва вказаних виливків продовж 2021-2023рр. продемонструвала Туреччина в розмірі 3,9%. Загалом у 2023р. виробництво виливків з сплавів алюмінію та магнію в країнах CAEF збільшилось на 0,5% проти 2022р.

Ливарний ринок України. Україна в 2024р. перейшла межу в 1000 днів повномасштабної війни, яку розпочала Росія в лютому 2022р. За цей час економіка України значною мірою перебудувалась відповідно до умов війни. Повідомляється [8], що в 2023р. ливарна галузь України виробила приблизно 300 тис. т металевих виливків, тобто на рівні показника 2022р. Прогнозується [8], що за підсумком 2024р. виробництво виливків сягне 380...400 тис. т.

Слід відзначити, що відповідно даним Держстату України [9] в результаті війни активізувалось виробництво виливків з сталі та чавуну, відповідно з CAGR 7,9 і 5,9% (2021-2023рр.), незважаючи на зменшення кількості активних підприємств, відповідно, з CAGR -1,4 та -8,2%. Суттєво, відповідно на -28,2% та -30,4% CAGR, зменшилось

виробництво в вартісному вимірі лиття інших кольорових металів і лиття легких кольорових металів. Одним з негативних факторів цього процесу є відповідне зменшення кількість активних підприємств під час війни з CAGR -15,7%.

І той же час українські ливарники налаштовані на позитивні перспективи своєї роботи. Як свідчить опитування ливарних компаній України, яке провели співробітники ТОВ «Укрфаворит», вітчизняні ливарники налаштовані завершити 2024р. з зростанням виробництва в розмірі 10...15% проти показника 2023р. Це буде досягнуто за рахунок збільшення попиту на виливки від автомобілебудування, будівництва та військово-промислового комплексу. Головним фактором ефективної роботи під час війни 39% опитаних вважають наявність попередніх замовлень на продукцію та планування. При цьому 56% опитаних планують розширити виробництво виливків, а 44% опитаних компаній працюють над експортом продукції до країн ЄС [10].

В той же час актуальним є підготовка та забезпечення ливарної галузі України інженерними та технічними кадрами, а також впровадження прогресивних ливарних технологій та обладнання, сучасних сплавів і ливарних матеріалів. Все це є сенс сформувати в форматі програми розвитку ливарної промисловості України на період до 2030р.

Висновки.

Узагальнені результати роботи ливарної промисловості світу в 2023р. не оприлюднені за станом на кінець березня 2025р. Проведено оціночний розрахунок виробництва виливків в світі виходячи з інформації від ливарних асоціацій. Визначено, що впродовж 2021-2023рр. топ -5 країн світових виробників виливків мають різнонаправлені тренди виробництва.

Список літератури

1. Modern Casting. URL: <https://www.moderncasting.com/>.
2. International Organization of Motor Vehicle Manufacturers. URL: <https://www.oica.net/category/production-statistics/>.
3. Dongsheng Wang. 2023 China Foundry Industry Data Released. The China Foundry Association. Dawang Metals. August 12, 2024. URL: <https://dawangmetals.com/industry/2023-china-foundry-industry-data-released/>.
4. Global Economic Prospects. World Bank Group. June 2024. 220p. URL: <https://openknowledge.worldbank.org/>.
5. Profile of Indian Foundry Industry.IIF-Foundry Informatics Centre. New Delhi. 2024. URL: https://foundryinfo-india.org/profile_of_indian.aspx/.

6. India: The Second-Largest Foundry Producer with 12 Million Tons of Castings in 2024. Foundry Channel. September, 15.2024. URL: <https://foundrychannel.com/india-the-second-largest-foundry-producer-with-12-million-tons-of-castings-in-2024/>.
7. November 2024. 118p. The European Foundry Industry 2023. The European Foundry Association. Düsseldorf,
8. Клименко Степан. Ливарна галузь планує збільшити обсяги виробництва за підсумками 2024 року. 26 Серпня 2024. URL: <https://gmk.center/ua/opinion/lyvarna-haluz-planuie-zbilshyty-obsiahy-vyrobnytstva-za-pidsumkamy-2024-roku/>.
9. Держстат України. URL: <https://ukrstat.gov.ua/>.
10. Чи є майбутнє у ливарних підприємств України. ТОВ «Укрфаворит». 2024. URL: <https://ukrfavorit.com.ua/chy-ye-majbutnye-u-lyvarnyh-pidpryemstv-ukrayiny-2/>.

УДК 621.74/004.8

В. А. Гнатуш, м. Київ,
e-mail: vgnatush@gmail.com

НАПРЯМКИ РОЗВИТКУ ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОГО ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА В ХХІ СТОЛІТТІ

Ливарна промисловість є важливим компонентом глобальної економіки. Литі виробни з чорних і кольорових сплавів використовуються в багатьох галузях від автомобілебудування до оборонної промисловості. Її інноваційний розвиток в тренді Industry 4.0 буде сприяти подальшій трансформації машинобудівного комплексу, підвищення його конкурентоздатності та ефективності виробничих процесів.

В першій чверті ХХІ століття нові технологічні досягнення в сегменті інформаційних технологій змінюють формат ливарного виробництва. В результаті ливарне виробництво розвивається в напрямку інтелектуального лиття (Intelligent casting). Останнє передбачає автоматизацію з використанням робототехніки, екологізацію та інтелектуалізацію. До базових технологій інтелектуального процесу лиття відносять: технології 3D-друку, технології інтелектуальних прес-форм і інтелектуальні технології управління виробничими процесами. Реалізація цих проєктів дозволить оптимізувати технології ливарного виробництва, запровадити повномасштабний контроль якості продукції та підвищити її конкурентоздатність особливо в умовах поточної нестабільної економічної ситуації в світі [1].

Прикладом інтелектуального ливарного виробництва є розробка від компанії Industry Innovation Center Limited (Китай) [2]. Остання передбачає, що інтелектуальна ливарна система містить зону формування (включає 3D - принтери виготовлення піщаних стрижнів і роботизовану систему транспортування ливарних форм), зону плавлення та розливання чавуну (виконується в попередньо зібрані ливарні форми), зону обробки ливарного піску, зону фінішної обробки виливок (виконується кілька видів фінішної обробки виливків) і блок логістики (включає великовантажного та легкого мобільних роботів, які забезпечують пакування готових виливків). Автори розробки відзначають, що інтелектуальна ливарна система характеризується високим інтелектом, що забезпечує високу ефективність ливарного виробництва [2].

Таким чином в XXI столітті промисловість рухається в напрямку створення «розумних» ливарень. Вони передбачають централізовану систему, яка керує замовленнями клієнтів, ланцюгами поставок і виробничою діяльністю підприємства. Один блок цієї системи виконує дистанційний моніторинг і керування машинами та роботами в ливарному цеху. Інший блок такої системи містить експертні системи на штучному інтелекті, які приймають рішення, оптимізують структуру систем лиття та визначають марки ливарних сплавів або склад формувальних сумішей [3].

Проведено аналіз використання штучного інтелекту в чотирьох ливарних технологіях (лиття в пісок, лиття під тиском, безперервне лиття та лиття за моделями, що витоплюються, які оприлюднені в 37 наукових статтях впродовж 2007-2021рр. [3]. При цьому автори використовували п'ять методів штучного інтелекту: штучні нейронні мережі - ШНМ (artificial neural networks, ANN), генетичні алгоритми - ГА (genetic algorithms, GA), оптимізацію рою частинок - ОПЧ (particle swarm optimization, PSO), нечітку логіку - НЛ (fuzzy logic FL) і адаптивну мережеву систему нечіткого висновку - АМС (the adaptive network-based fuzzy inference system, ANFIS) [3].

У підсумку (табл. 1) в проаналізованих 37 наукових статтях найбільше використовували метод штучні нейронні мережі - ШНМ (39,6%) та метод генетичні алгоритми - ГА (29.2%).

Таблиця 1 – Використання методів штучного інтелекту в ливарних технологіях

Спосіб лиття	Кількість публікацій, роки	Використано метод штучного інтелекту, од.					
		ШНМ (ANN)	ГА (GA)	ОПЧ (PSO)	НЛ (FL)	АМС (ANFIS)	Всього, од.
Лиття в піщану форму	11 (2007-2020)	4	7	2	2	1	16
Частка використання, %		25,0	43,8	12,5	12,5	6,2	100,0

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2025

Лиття під тиском	11(2008-2021)	8	4	1	0	1	14
Частка використання, %		57,1	28,7	7,1	0	7,1	100,0
Безперервне лиття	10 (2008-2020)	4	2	3	4	0	13
Частка використання, %		30,8	15,4	23,0	30,8	0	100,0
Лиття за моделями, що витоплюються	5 (2009-2016)	3	1	0	1	0	5
Частка використання, %		60,0	20,0	0,0	20,0	9,0	100,0
Всього, од.	37 (2007-2021)	19	14	6	7	2	48
Частка використання, %		39,6	29,2	12,5	14,6	4,1	100,0

Примітка. Вихідні дані від [3]. Розрахунки автора;

При цьому відзначається [3], що вказані методи штучного інтелекту були спрямовані на наступні параметри методів виробництва виливків:

- При литті в піщану форму дослідження були направлені на моделювання та оптимізацію складу та властивостей сирови ливарної форми, геометрії ливникової системи та живильника. Найчастіше порівняно з іншими методами використовувались генетичні алгоритми (ГА) – 43,8%;
- При литті під тиском методи штучного інтелекту використовувались для моделювання та оптимізації процесу, визначення взаємозв'язків між технологічними параметрами процесу та характеристиками виливки. Найчастіше порівняно з іншими методами використовувались штучні нейронні мережі (ШНМ) – 57,1%;
- При безперервному лиття методи штучного інтелекту застосовувались в процесі контролю вдосконалення. Найчастіше порівняно з іншими методами використовувались штучні нейронні мережі (ШНМ) – 30,8% та нечітка логіка (НЛ) – 30,8%;
- При литті за моделями, що витоплюються, методи штучного інтелекту застосовувались для моделювання та оптимізації параметрів процесу виробництва якісної виливки. Найчастіше порівняно з іншими методами використовувались штучні нейронні мережі (ШНМ) – 60,0%.

Відзначається [3], що проаналізовані дослідження дали чіткий огляд можливості застосування методів штучного інтелекту в удосконаленні процесів лиття в форматі Industry 4.0.

Висновки

Таким чином концепція Industry 4.0 в сегменті ливарної промисловості в першій чверті XXI століття набуває подальшого розвитку на базі використання штучного інтелекту. Це дозволить в перспективі підвищити конкурентоздатність галузі особливо в умовах нестабільності світової економіки.

Список літератури

1. Jin-wu Kang, Bao-lin Liu, Tao Jing, and Hou-fa Shen. Intelligent casting: Empowering the future foundry industry. China Foundry. Special Review. Vol. 21. No. 5. September 2024. P. 409 – 426. URL:<https://link.springer.com/article/10.1007/s41230-024-4056-z#preview/>.
2. Patent WIPO WO2019042382. IPC B22D 47/02 2006.1. Intelligent Casting System. Peng Fan, Tian Xuezhi, Huang Xiaodong, Meng Qingwen, Yang Zhiwei, Li Yonghua, Chang Tao, Liu Yabin, Yang Jun. International Filing Date 31.08.2018. Publication Date 07.03.2019.
3. Dučić, N.; Manasijević, S.; Jović, A.; Čojbašić, Ž.; Radiša, R. Casting Process Improvement by the Application of Artificial Intelligence. Appl. Sci. 2022, 12, 3264.13p. <https://doi.org/10.3390/app12073264>. URL: <https://www.mdpi.com/2076-3417/12/7/3264/>.

УДК 669.71:532.694:539.216

С.В. Гнилокурєнко¹, О.В. Бякова², А.О. Власов², Євіч Я.І.², Д.С. Кітранов²

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

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

e-mail: slava.vgn@gmail.com

МІЦНІСТЬ ТА ЖОРСТКІСТЬ СПІНЕНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПРИ СТИСНЕННІ

Спінєні алюмінієві сплави характеризуються малою щільністю і вагою, та комплексом унікальних механічних властивостей, зокрема щодо поглинання енергії під час ударної дії, високою питомою жорсткістю, що зумовлено їх комірковою будовою. Під час стиснення такі матеріали деформуються з утворенням довгої ділянки плато на графіку «напруження-деформація» і виявляють високі значення напруженості майже при сталому навантаженні, в чому і проявляється їх здатність адсорбувати енергію.

Численні технологічні процеси спінювання металів та сплавів розроблені в різних країнах, але порівняно з іншими підходами обробка розплавів за допомогою піноутворювачів - гідриду титану TiH_2 і особливо, карбонату кальцію $CaCO_3$, вважається найбільш перспективною, а останнім реагентом - економічно ефективною.

При уведенні добавок у рідкі сплави їх хімічний склад і мікроструктура після затвердіння змінюються, що відображається і на механічних властивостях.

Особливості мікроструктури спінених алюмінієвих сплавів $Al1Mg0.6Si$ (AD33, аналог сплаву 6061) і високоміцного сплаву $Al6Zn2.3Mg$ (B95, аналог сплаву 7075) було вивчено у попередніх дослідженнях [1], а базові криві «напруження-деформація», одержані при стисненні пористих зразків, описані у роботі [2].

В даній роботі також вивчали поведінку спінених сплавів - призматичних зразків з розмірами $20 \times 20 \times 30$ мм, при одноосьовому стисканні відповідно до рекомендацій ISO 13314:2011. Їх пористість визначали за виразом $\theta\% = (1 - \rho/\rho_s) \times 100$. Випробування проводились на універсальній машині CERAM test System (ІПМ НАН України, Україна) потужністю 20 кН із забезпеченням швидкості деформації в діапазоні від 10^{-3} с^{-1} до 10^{-2} с^{-1} . За отриманими деформаційними кривими визначали низку нових показників, зокрема, структурну жорсткість (модуль Юнга) та міцність, що досягається на ділянці плато σ_{pl} , відносну міцність до суцільного матеріалу σ_{pl}/σ_s .

Доцільно представити результати зміни відносної міцності, σ_{pl}/σ_s , в залежності від відносної щільності, ρ/ρ_s , що наведено на рисунку 1а.

Отримані результати свідчать про те, що відносної міцності спіненого $Al1Mg0.6Si$ сплаву знаходиться більш менш нижче за лінію, зазначену для спінених сплавів із замкненими комірками. Однак міцність спіненого сплаву стрибкоподібно зменшується до лінії, характерної для відкритих комірок коли відносна щільність стає меншою ніж $\rho/\rho_s < 0.14$ (пористість $\theta > 86\%$). За таких умов товщина стінок між комірками спіненого сплаву набуває екстремально малої величини, а саме 100 мкм і менше. В результаті цього відбувається згин та ушкодження стінок між комірками.

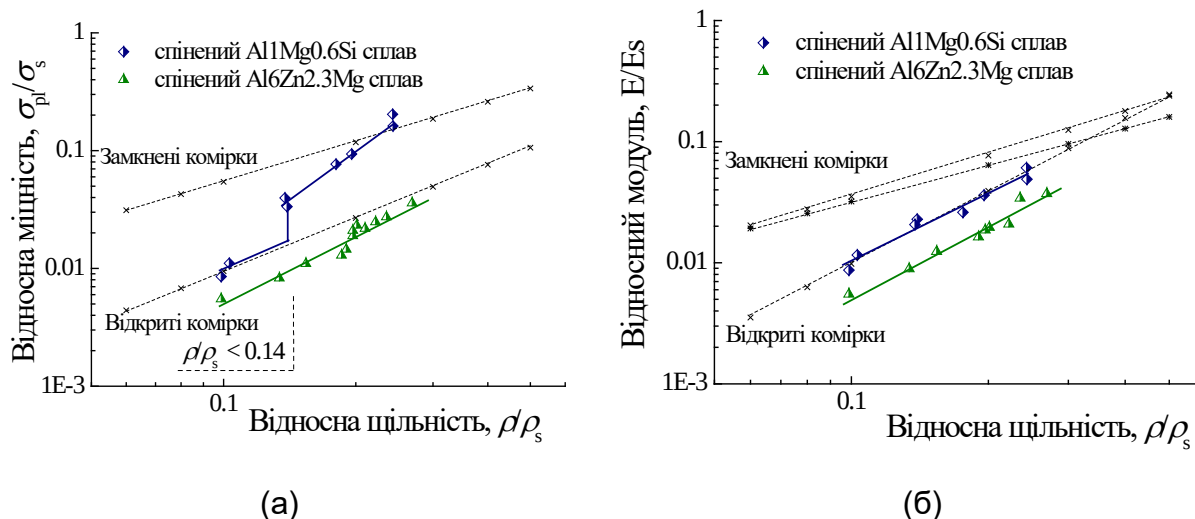


Рис. 1 - Залежність (а) відносної міцності, σ_{pl}/σ_s , та (б) відносного модуля Юнга (E/E_s) зразків спінених Al1Mg0.6Si та Al6Zn2.3Mg сплавів від відносної щільності ρ/ρ_s

Інакша поведінка стінок між комірками спостерігається в спіненому Al6Zn2.3Mg сплавів. Всі отримані дані розташовані нижче за лінію для відкритих комірок, що пов'язане із суттєвим внеском в глобальний колапс комірок процесу руйнування.

Таке саме відхилення результатів для відносного модулю E/E_s від лінії, зазначеної теорією, було зареєстровано для спінених сплавів із замкненими комірками, наведених на рисунку 1б. Так, тільки дані щодо відносного модулю, отримані для спіненого відносно пластичного Al1Mg0.6Si сплаву знаходяться вздовж лінії, зазначеної теоретичним наближенням для спінених сплавів із замкненими комірками.

Так, результати щодо зменшення структурної жорсткості спіненого Al1Mg0.6Si сплаву підтверджують попередню аргументацію стосовно ушкодження стінок між комірками в тому разі, коли їх товщина стає 100 мкм. В той же час так само, як і для відносної міцності, результати визначення відносного модуля для спіненого Al6Zn2.3Mg сплаву варіюються у вузькій області, яка повністю знаходиться нижче теоретичної лінії для матеріалів з відкритими комірками.

Таким чином, можна зробити висновок, що механізм колапсу комірок суттєво контролює показники міцності та структурної жорсткості спіненого матеріалу. У загальному випадку, колапс комірок пружним вигином [3,4] і ущільненням стінок між комірками є притаманним спіненому відносно пластичному Al1Mg0.6Si сплаву, в той час як руйнування стінок між комірками, обумовленого крихкими прошарками/залишковими фазами безпосередньо впливає на колапс комірок у спіненому Al6Zn2.3Mg сплавів.

Отримані результати вказують на те, що відгук на навантаження спінених сплавів великою мірою визначаються механізмом колапсу комірок, який, в свою чергу, залежить від властивостей структурних складових матеріалу перемичок між комірками.

Список літератури

1. С.В. Гнилоскуренко, О.В. Бякова, А.О. Власов, Д.С. Кітранов. Мікроструктура спінених алюмінієвих сплавів. Матеріали XX Ювілейної міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія-2024», 28-30 травня, 2024 р., Харків-Київ, С. 75-77.
2. Гнилоскуренко С.В., Бякова О.В, Власов А.О., Кітранов Д.С., Євіч Я.І., Цивіліцин В.Ю. Поведінка спінених алюмінієвих сплавів в умовах стиснення. Матеріали XVII Міжнародної науково-технічної конференції «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах», 26-27 листопада 2024 року, м. Запоріжжя, С. 109-111.
3. Ashby, M. F. Metal Foams: A Design Guide / M.F. Ashby, A.G. Evans, N.A. Fleck. – Butterworth: Heinemann, 2000. – 251 p.
4. L. J. Gibson, Mechanical behavior of metallic foams, Annual Review in Material Science, 2000 Vol. 30 P. 191-227.

УДК 621.744.072.2: 678.746.22-404.8

В. С. Дорошенко, С. І. Клименко, І. В. Хорошко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

doro55v@gmail.com

ІННОВАЦІЇ У ДИЗАЙНІ КАРКАСНИХ МЕТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ: ТЕХНОЛОГІЇ МАЙБУТНЬОГО

Використання штучного інтелекту в промисловому виробництві продовжує відкривати нові горизонти оптимізації та дизайну. Одним із яскравих прикладів такого прогресу стало дослідження компанії Sarginsons Industries (Великобританія), яка спеціалізується на виливанні алюмінієвих деталей, використовує передове програмне забезпечення на основі штучного інтелекту (ШІ) для розробки інноваційних конструкцій металевих виливків.

У 2022 році Sarginsons Industries представила оновлений дизайн автомобільної підвіски, який показав суттєві досягнення у зменшенні ваги деталей. Завдяки оптимізації, виконаній за допомогою ШІ, вага алюмінієвого каркасу зменшилася майже наполовину — із 28 кг до 15 кг, без компромісів щодо механічної цілісності, порівняно з попередньою конструкцією (рис. 1) [1].

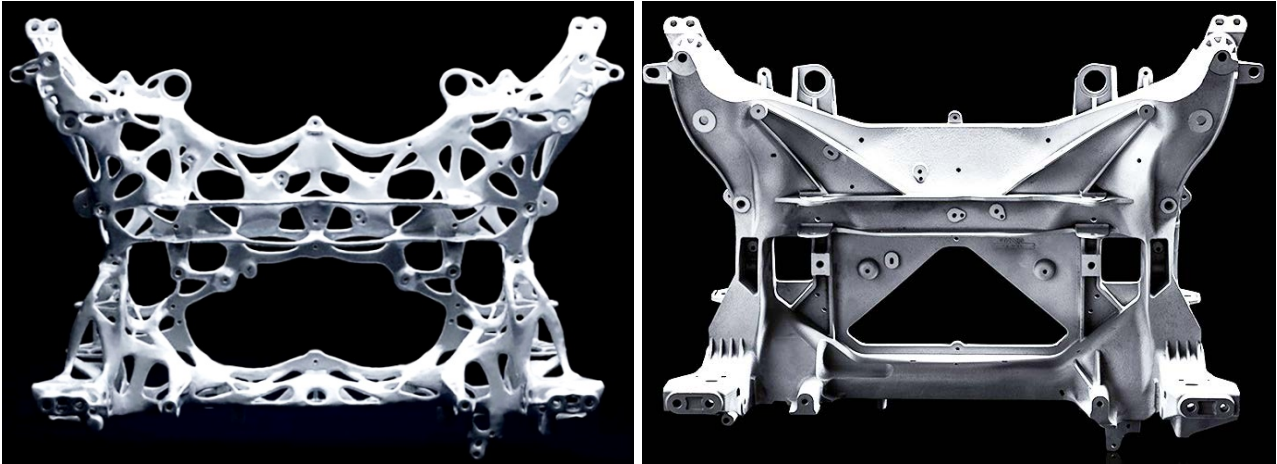


Рис. 1 – Конструкції автомобільного вилівка вагою 15 та 28 кг

Це досягнення стало можливим завдяки проекту Performance Integrated Vehicle Optimization Technology (PIVOT), який дозволив інженерам удосконалити конструкцію, усуваючи зайвий матеріал із зон, де він є надлишковим, та зберігаючи при цьому міцність і довговічність деталей. Особливістю технології є можливість моделювання механічних властивостей компонентів, визначаючи оптимальне розташування матеріалу, що відкриває нові можливості для створення органічних (біонічних) з високою оптимізацією конструкцій, які раніше здавалися нереальними.

Для виготовлення цієї каркасної конструкції використано вторинний, повністю перероблений алюміній, виплавка якого не лише знижує викиди вуглецю, але й сприяє зменшенню залежності від видобутку первинної сировини. Це також стає вагомим досягненням у напрямку екологічної сталості та зниження вуглецевого сліду в автомобільній промисловості. А інновації у виробництві алюмінієвих каркасів також сприяють підвищенню безпеки транспорту. Завдяки легкості конструкцій, забезпечується краще поглинання енергії під час зіткнень, що підвищує рівень захисту пасажирів.

Показані на рис. 1 стара та оптимізована конструкції демонструють, як інтеграція ШІ у виробничі процеси може революціонізувати автомобільну промисловість. Використання таких технологій відкриває шлях до створення легших, екологічних і ефективних транспортних засобів, що відповідатимуть вимогам майбутнього.

Виробництво тонкостінних виливків нерідко супроводжують дефекти типу спаїв та недоливів. Ряд складнощів привносить застосування спеціальних видів лиття. Зокрема, при ЛГМ-процесі газифікація полімерної моделі в піщаній формі відбирає тепло металу, що веде до необхідності перегріву розплаву під заливку не менше на 30-50 °С, на відміну від порожнистої форми. Також на заповнюваність форми впливає тиск газів і залишків продуктів термодеструкції моделі, що нерідко викликає необхідність застосування тиску при ЛГМ [2].

В інституті ФТІМС НАНУ в процесі моделювання з погляду топології, зокрема при заливанні рідкого металу ливарної форми, виконували апроксимацію області металу, що заповнює форму, ідентифікуючи її областю Вороного [3]. Область Вороного - це, в загальному випадку - область n -мірного простору, а нашому дослідженні – тривимірний простір порожнини ливарної форми.

Поняття такої області було запроваджено українським математиком Г.Ф. Вороном в 1908 р. у задачах топології про паралелоєдри - опуклі багатогранники, які розглядаються як тіла, паралельним перенесенням яких можна заповнити весь простір, у нашому випадку простір ливарної форми так, щоб паралелоєдри не входили один в одного і не залишали між собою порожнеч. Розбиваючи простір ливарної форми сукупністю паралелоєдрів і заповнюючи його цими паралелоєдрами в процесі математичного моделювання операції заливки металом за допомогою області Вороного, як одного з методів обчислювальної геометрії, запропоновано розглядати злиття струменів за аналогією з розв'язанням задачі пошуку найближчого сусіда в такій образній трактовці методу Вороного: «дещо розширюється у просторі доти, доки не торкнеться до розширення собі подібного» [3].

Термін «Діаграма Вороного» запроваджено в теоретичну комп'ютерну науку у 1970-х роках. З того часу цей об'єкт став настільки поширеним у дослідженнях, пов'язаних з геометричними методами, що деякі фахівці датують народження обчислювальної геометрії цією подією. Діаграми Вороного використовуються в інженерних конструкціях та дизайнерських проектах, тому що метод Вороного розбиття певного об'єму на частини дозволяє створювати максимально міцні структури (в тому числі, каркасні) з використанням мінімальної кількості матеріалу.

Дерево покриттів (Cover tree) – деревоподібна структура даних (data structure – дерево), спеціально розроблена на основі діаграм Вороного для прискорення пошуку найближчого сусіда. Якщо струмені металу, що заливається у форму, не заповнили порожнину форми (не зустріли «сусіда» або залишили в цій порожнині порожнистість)

з урахуванням факторів рідинної плинності для певного перерізу і довжини стінки, каналу ливникової системи форми, газового тиску, гідродинаміки і теплофізики процесу, то маємо дефект вилівка. Діаграму Вороного у ливарних процесах запропоновано використовувати не лише в механіці рідини та кристало-хімічному аналізі, але і як математичний інструмент для опису структуроутворення пінопластових моделей при спіканні їх гранул або отримання крижаних ливарних моделей, ущільнення наповнювача ливарної форми, а також для моніторингу ливарних процесів при їх автоматизації [3].

Також, як приклади конструкцій за методом діаграми Вороного на рис. 2 показано металеві деталі у вигляді дірчастої кулі (а) [4] та металовиробів (б, в) [5, 6].

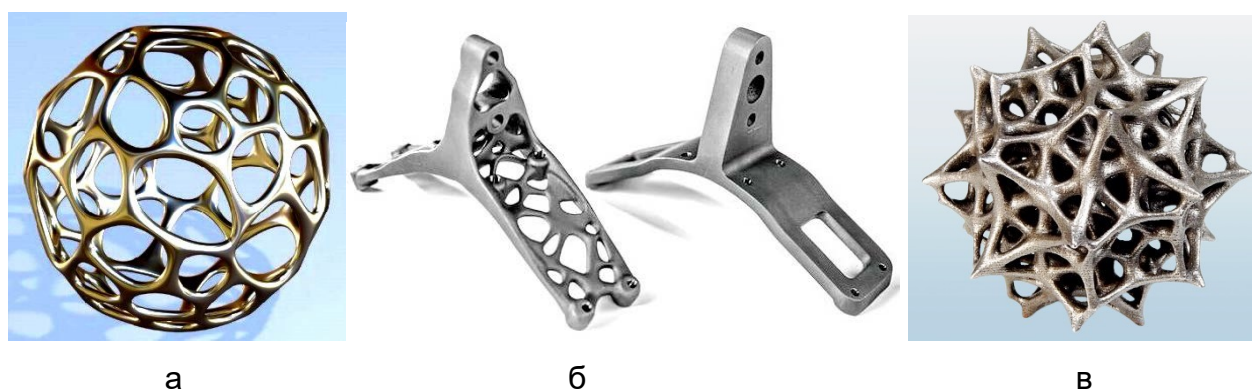


Рис. 2 – Металеві вироби: а - куля з отворами за методом Вороного; б – друкований титановий кронштейн пасажирського дрона (ліворуч); в - декоративний виливок Vorocube

Інші приклади каркасних виливків за разовими пінопластовими моделями, що отримані в гіпсових формах показано на рис. 3. [7]. Для проектування їх конструкції було використано просторову мозаїку Вороного з плагіном Rhinoceros GrassHopper для дослідження геометричних і функціональних особливостей металевої піни.

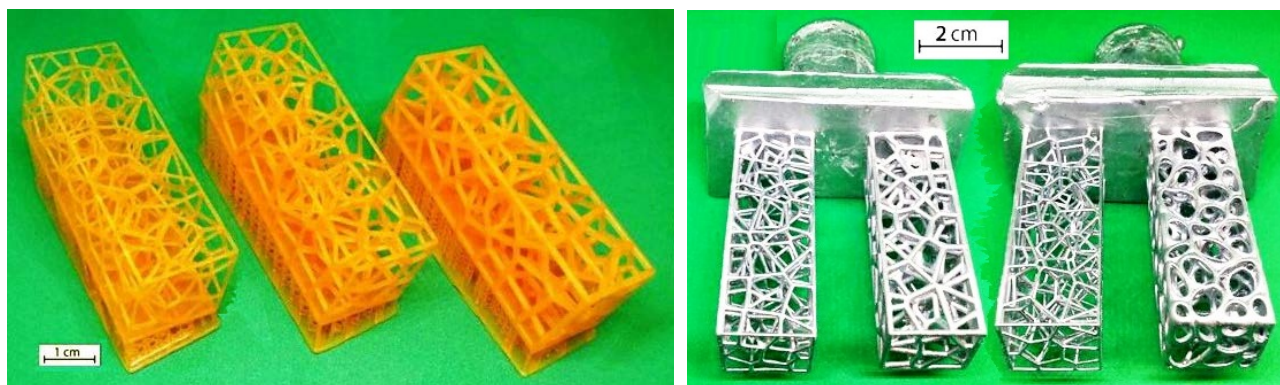


Рис. 3 – Каркасні ливарні моделі (ліворуч) та по ним виготовлені виливки різної пористості за методом Вороного (праворуч)

В роботі [7] зазначається, що отримані каркасно-комірчасті матеріали мають цікаві характеристики для авіаційної та автомобільної галузей через їх низьку питому вагу, високі термічні та механічні характеристики. Зокрема, виливки (рис. 3) виконано з алюмінію EN43500 (AlSi10MnMg) з відкритими комірками шляхом непрямого адитивного виробництва, при якому поєднували 3D-друк моделей і металеве лиття для отримання керованої морфології.

В інституті ФТІМС НАН України успішно проводились дослідження по тематиці проектування легковагих каркасно-комірчастих виливків у період з 2010 до 2019 років. В цьому циклі досліджень було розроблено новітні конструкції разових полімерних моделей для ЛГМ-процесу, які стали основою для отримання патентів України (№№ 70286, 81011, 82025, 82028, 83447, 87782, 92163, 92226). Також було розроблено інноваційні конструкції каркасних виливків, що також знайшли своє відображення у патентах України (№№ 90494, 96915, 139560).

Нині актуальність цих досліджень посилюється глобальною гонкою високих технологій, головним чином за рахунок стрімкого розвитку цифровізації та адитивних технологій, що відкриває нові можливості для проектування та автоматизованого виготовлення каркасно-комірчастих металоконструкцій. Потенційно широкий спектр варіантів їх застосування, як в складі статичних, так і рухомих механізмів, а також їх значна користь у різних галузях промисловості та інженерно-технічної діяльності аргументують необхідність активізації досліджень у цьому напрямі.

Висновки. Інноваційний розвиток каркасних металевих виливків набуває нового імпульсу завдяки інтеграції 3D-друку, штучного інтелекту та прикладної математики у процес цифровізації виробничих технологій. Сучасні каркасні металеві виливки є унікальним прикладом симбіозу інженерної майстерності та передових технологій. Зокрема, завдяки програмному проектуванню з використанням діаграм Вороного стало можливим створювати високоефективні, легкі та міцні конструкції з мінімальною витратою матеріалів. Каркасні матеріали мають великий потенціал для застосування в транспорті, енергетиці, виробництві та охороні довкілля. Їх багатофункціональність дозволяє використовувати їх як демпфуючі конструкції, елементи очищення газів і рідин, теплообмінники та структурні компоненти для високотехнологічних систем. Загалом, розвиток каркасного металевого литва з використанням новітніх технологій не

лише змінює підхід до виробництва, але й сприяє формуванню інноваційних рішень, що відповідають потребам майбутнього.

Список літератури

1. Artificial Intelligence makes castings more natural. *Foundry Management & Technology*. 2025. Apr. P. 25.
2. Дорошенко В.С. Автоматизация изостатического прессования затвердевающей отливки при литье по газифицируемым моделям. *Процессы литья*. 2016. № 1. С. 33 - 37.
3. Дорошенко В.С., Кравченко В.П., Концепция диаграммы Вороного для моделирования заполнения форм тонкостенных отливок. *Литье. Металлургия*. 2016. Материалы XII Международной научно-практич. конференции. (24-26.05.2016, г. Запорожье). Ред. Пономаренко О.И. Запорожье. ЗТПП. 2016. С. 64-68.
4. Jaksic Z., Obradov M., Jaksic O. Brochosome-Inspired Metal-Containing Particles as Biomimetic Building Blocks for Nanoplasmonics: Conceptual Generalizations. *Biomimetics*. 2021, 6, 69. <https://doi.org/10.3390/biomimetics6040069>.
5. Wong K. Fatigue Life of Printed Parts. 2025. April 8. URL: <https://www.digitalengineering247.com/article/fatigue-life-of-printed-parts>
6. Bashheba Sculpture. Metal Archives. Gallery. Voronoi networks. URL: <https://www.bathsheba.com/gallery/archive/vorocube/>.
7. Almonti D., Baiocco G., Mingione E. et al. Evaluation of the effects of the metal foams geometrical features on thermal and fluid-dynamical behavior in forced convection. *Int J Adv Manuf Technol* 111, 1157–1172 (2020). <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06092-1>.

УДК 621.747:625.155

В. С. Дорошенко, С. І. Клименко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
doro55v@gmail.com

СУЧАСНІ ПІДХОДИ ДО ВИРОБНИЦТВА ВИСОКОТЕХНОЛОГІЧНИХ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ВІТЧИЗНЯНОГО ВАГОНОБУДУВАННЯ

Найбільшу частку вітчизняного вантажообігу забезпечує залізничний транспорт, далі трубопровідний, автомобільний і авіаційний (рис. 1) [1]. Залізничний транспорт за

показником вантажообігу зі значним відривом від всіх інших є ключовими для інфраструктури та економіки країни, належить до найбільш металоємних і потребує значних інвестицій у відновлення та модернізацію, для чого необхідна розробка та впровадження сучасних технологій одержання багатофункціональних металовиробів, здатних експлуатуватись в умовах дії корозії, абразивного зносу, високого тиску та змінних навантажень. Важливою складовою цього є застосування високоміцних залізовуглецевих сплавів у поєднанні з новими ливарними процесами для підвищення довговічності та надійності металопродукції.

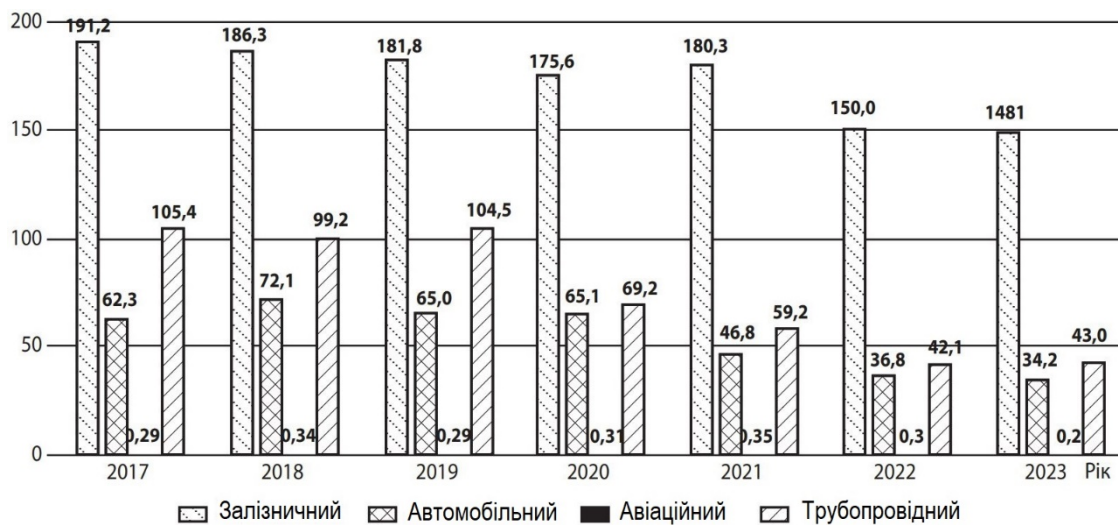


Рис. 1 - Вантажообіг чотирьох видів транспорту, млрд т-км

Однією з найбільш затребуваною позицією для вагонобудування є група виливків транспортних візків рухомого складу. Основою для виробництва або капремонту вагона є вагонокомплект, до складу якого входять чотири бокові рами, дві надресорні балки, два автозчеплення, два поглинаючі апарати і два тягові хомута [2]. Середня маса одного вагонокомплекту становить близько 5 т. Основним виробником великого вагонного лиття в Україні є «Кременчуцький сталеливарний завод» (м. Кременчук), який застосовує автоматичні формувальні лінії компанії «Kunkel- Wagner».

В роботі [2] описано тенденцію використання нових прогресивних методів лиття для отримання виливків для вагонів. Лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ) для отримання крупного вагонного лиття має ряд переваг серед процесів з такими видами піщаного формування, як ПГФ (піщано-глинясті форми), ХТС (холоднотвердні суміші), ВПФ (вакуумно-плівкова формовка). На рис. 2 і 3 зображено показники 4-х технологій [2], враховуючи, що в перших трьох для виливків типу рама/балка застосовують

стрижні з ХТС, а при ЛГМ зв'язувальні компоненти застосовують лише як добавку в протипригарну фарбу.

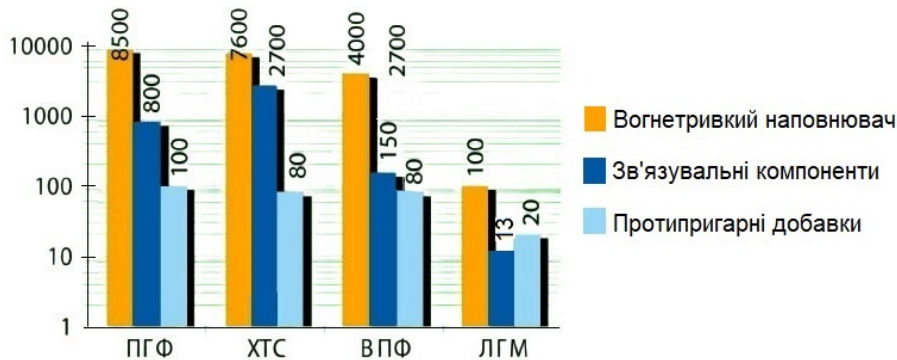


Рис. 2 - Витрати формувальних матеріалів на 1 т придатного лиття (в ум. од.): ПГФ - в піщано-глинясту форму; ХТС – по холодно-твердних сумішах; ВПФ - вакуум-плівкова формовка та ЛГМ.

Відзначимо такі переваги ЛГМ перед ВПФ-процесом, який застосовують на окремих вагонобудівних заводах РФ [2]:

- вартість виготовлення прес-форм для виробництва моделей з пінополістиролу (ППС) машинним способом порівнянна із вартістю виготовлення кокільної, стрижневої оснастки і модельної оснастки для формування, але стійкість прес-форм при ЛГМ на порядок вище, оскільки ППС не має на неї абразивного впливу, а також маса виливків при ЛГМ на 5-10 % менше;

- якість поверхні виливків наближена до рівня ЛВМ;

- гнучкість до зміни номенклатури та серійності виробництва;

- стабільність розмірів моделі;

- відсутність роз'єму форми;

- відсутність зв'язувальних у формувальній суміші та багаторазове її використання;

- трудомісткість формування при ЛГМ нижча, оскільки немає операцій складання півформ, проставлення стрижнів;

- трудомісткість фінішних операцій при ЛГМ скорочується на 10-20 % при одиничному та на 40-60 % при серійному виробництві виливків.

Виробничі площі при серійному виготовленні виливків ЛГМ скорочуються в 2-4 рази за рахунок виключення стрижневої та ділянок підготовки оборотних формувальних сумішей; удвічі зменшується площа термообрубного відділення, на 20-30 % – фор-

мувального відділення, відповідно скорочуються складські площі початкових формувальних матеріалів; у 2 рази – витрата електроенергії. Капітальні витрати при будівництві цеху ЛГМ скорочуються у 1,5-2,5 рази.

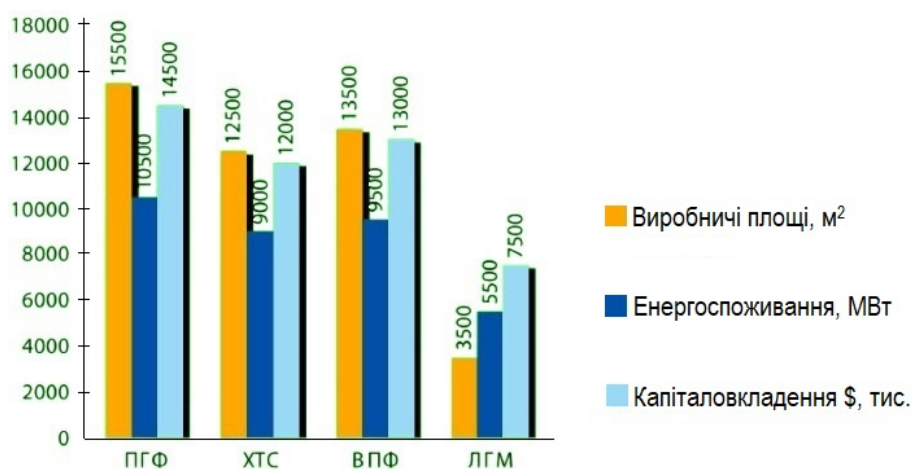


Рис. 3 - Економічні показники ливарного цеху продуктивністю 5 тис. т придатних виливків на рік (позначки, як на рис. 2)

При остаточному розрахунку економічної ефективності застосування ЛГМ замість традиційних способів лиття слід враховувати скорочення витрат на придбання та експлуатацію обладнання, зменшення витрат енергоносіїв, технологічних відходів виробництва, зниження витрат на вентиляцію, опалення та охорону навколишнього середовища [2]. Таким чином, лиття за моделями, що газифікуються, на сьогоднішній день є одним з найбільш перспективних економічно вигідних процесів виготовлення виливків транспортного візка вантажних вагонів замість відомих класичних технологій.

Список літератури

1. Пілецька С.Т., Лункіна І. Ю., Волков О. І. Сучасний стан і перспективи розвитку транспортного комплексу в Україні. *Проблеми економіки*. 2024. № 4. С. 81–88. <https://doi.org/10.32983/2222-0712-2024-4-81-88>.
2. Болюх В. А., Шинский И. О. Технологические особенности получения отливок транспортной тележки грузовых вагонов. *Металл и литье Украины*. 2010. № 3. С. 29-32.

УДК 621.643:621.643:621.74.045

В. С. Дорошенко, С. І. Клименко, Ю. А. Федюк

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

doro55v@gmail.com

ЗАПІРНА ТРУБОПРОВІДНА АРМАТУРА З ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ: СВІТОВИЙ ДОСВІД ТА ПЕРСПЕКТИВИ ДЛЯ УКРАЇНИ

Сучасні трубопровідні системи служать для транспортування рідин, газів та агресивних середовищ з абразивними домішками та вимагають особливого підходу до вибору матеріалів запірної арматури та з'єднувальних елементів. У світовій практиці для цих цілей широко використовують залізовуглецеві сплави – від традиційних сірих чавунів до високоміцних чавунів з кулястим графітом та легованих сталей. До запірної арматури та елементів з'єднання трубопроводів висуваються дедалі жорсткіші вимоги. Їх роль у системах трубопроводів для транспортування рідких і газових середовищ, насичених абразивами й агресивними хімічними домішками, залишається критичною як для безпеки, так і для економічної ефективності. Аналіз досвіду, накопиченого вітчизняними та зарубіжними виробниками, необхідний для досягнення оптимальних конструкторських та технологічних рішень, що поєднують довговічність, економічність та екологічність.

Види трубопровідної арматури розрізняють за її функціональним призначенням, залежно від якого вона поділяється на кілька великих сегментів: запірна, зворотна, запобіжна, розподільно-змішувальна, регулююча, відключаюча (захисна). Основних типів арматури - чотири: засувка, клапан, кран, дисковий затвор.

Міжнародний досвід демонструє, що для арматури, що функціонує в умовах середнього та високого тиску, оптимальними є чавуни з кулястим графітом (GGG40, GGG50), які поєднують міцність із стійкістю до динамічних навантажень. Одним із ключових викликів є вплив абразивів і агресивних середовищ на структуру матеріалів арматури. Мікротріщини, корозія та інші деформації значно знижують термін служби металовиробів, вимагаючи додаткових витрат на їх заміну чи обслуговування.

Дослідники та виробники зосереджуються на покращенні властивостей залізовуглецевих сплавів, використанні сучасних технологій термічної обробки та інноваційних методах лиття. Для агресивних середовищ із високим вмістом абразивних частинок застосовують спеціальні покриття (наприклад, поліуретанові або керамічні), а також леговані сталі з добавками хрому та нікелю тощо. Останнім часом набувають популярності аддитивні технології, які дозволяють створювати деталі зі складними внутрішніми каналами та підвищеною зносостійкістю.

В Україні за 2023 рік вантажообіг трубопровідного транспорту (майже 46 тис. км нафто- і газопроводів) склав 43,0 млрд т-км і займає друге місце за цим показником

після залізничного транспорту [1]. Модернізація металоємного трубопровідного транспорту потребує розробки інноваційних технологій, особливо в галузі лиття металу з високоміцних та зносостійких сплавів, що сприятиме зміцненню транспортної трубопровідної інфраструктури та її стійкому подальшому розвитку.

Українське ливарне виробництво відіграє важливу роль у цьому процесі. Інженерно-технічні досягнення українських підприємств дозволяють випускати конкурентоспроможну продукцію, яка відповідає міжнародним стандартам. Модернізація ливарних цехів, впровадження енергоефективних технологій та перехід до більш екологічно чистих методів виробництва є важливим кроком у розвитку галузі. Збільшення попиту на трубопровідну арматуру, стійку до високих тисків і хімічно агресивних середовищ, спонукає до пошуку нових конструктивних рішень. Вітчизняний досвід у поєднанні із запозиченням найкращих закордонних практик дозволяє створювати вироби, здатні витримувати найскладніші умови експлуатації.

Розвиток ливарного виробництва в Україні є не лише промисловою, а й стратегічною метою. Виробництво запірної арматури з високими експлуатаційними характеристиками відкриває нові можливості для експорту, сприяючи економічному зростанню країни. Підтримка інновацій, наукових досліджень і впровадження сучасних технологій є запорукою успіху цієї галузі у майбутньому.





Рис. 1 – Моделі та виливки деталей трубої арматури з ливарного цеху ФТІМС НАНУ

Також слід зауважити, що вітчизняні виробники мають технічні можливості задовольнити потреби внутрішнього ринку. Незважаючи на це, імпорту неякісної запірної арматури в Україні триває [2]. Якість імпортованої трубопровідної арматури фактично не контролюється і не враховується при проведенні тендерів. Зокрема, недоліки імпортованих засувок (під власними брендами або під брендами українських посередників) полягають в тому, що маса (вага) цих засувок значно менша, ніж засувок українського виробництва. Знижена товщина стінок у засувках суттєво погіршує їх міцність і тривалість експлуатації. Зменшення маси засувок задля економії металу призводить до невідповідності їх умовам експлуатації. В результаті чого несуть збитки як українські виробники, так і споживачі цієї продукції. Через неякісну запірну арматуру, по-перше, можуть виникати аварії водопровідних мереж, по-друге, скорочуються строки безаварійної експлуатації мереж [2].

Таким чином, поєднання світових технологій з адаптацією до місцевих умов виробництва відкриває нові можливості для українського ливарного сектору, в тому числі, сприяючи ефективній конкуренції з імпортною продукцією. Для реалізації цього потенціалу необхідні інвестиції у дослідження матеріалів, удосконалення технологій, модернізацію обладнання та підготовку фахівців, які зможуть працювати з інноваційними методами виробництва.

Список літератури

1. Пілецька С.Т., Лункіна І.Ю., Волков О.І. Сучасний стан і перспективи розвитку транспортного комплексу в Україні. *Проблеми економіки*. 2024. №4. С. 81–88. <https://doi.org/10.32983/2222-0712-2024-4-81-88>.
2. Попов Е.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.

УДК 621.74.045

В. С. Дорошенко, В.О. Шинський

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

doro55v@gmail.com

ВІД НАДМІРНОГО ТИСКУ ДО ПОМІРНОГО ВАКУУМУ В ПОРОЖНИНІ ЛИВАРНОЇ ФОРМИ З ПОЛІМЕРНОЮ МОДЕЛЛЮ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ

Сучасне ливарне виробництво стоїть на порозі значних технологічних трансформацій, обумовлених стрімким розвитком адитивних технологій, які також називають 3D-друком. 3D-друк відкриває нові можливості виробництва високоточних металевих виливків, дозволяючи швидко створювати полімерні моделі складної конфігурації з цифрових файлів без традиційної потреби у прес-формах. Однак практичне застосування 3D-друкованих моделей для лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), стикається із суттєвою проблемою високого тиску газів при газифікації моделей, що зумовлено труднощами друкування моделей з такою низькою питомою вагою, як у пінополістиролу (ППС), традиційного матеріалу моделей при ЛГМ. Велика матеріалоемність друкованих моделей підвищує ризик накопичення продуктів деструкції модельного матеріалу в тілі виливка, сприяє охолодженню рухомого фронту металу, що разом з підвищеним тиском газів гальмує заповнення ним ливарної форми з утворенням недоливів.

Традиційні методи лиття металу за моделями з ППС передбачають відведення газових продуктів крізь пори протипригарної фарби та пісок вакуумованої форми (рис. 1, а). Для друкованих моделей з більшою газотвірністю стала необхідністю розробка нових рішень для видалення газів із робочої порожнини форми та забезпечення стабільної якості виливків. Перехід від традиційних методів відведення газу з сильним протитиском (вище атмосферного тиску) цього газу на метал в порожнині форми до методу помірного вакуумного впливу (нижче атмосферного тиску) на гази над рівнем металу (що заливається в форму та газифікує-заміщає модель) і на сам метал став ключовим рішенням у застосуванні друкованих моделей для ЛГМ [1] (рис. 1, б).

Проблему високого тиску газів вирішували створенням вентиляційних каналів у конструкції ливарної моделі, які проектується на її цифровому кресленні, пролягають

в напрямку заміщення моделі розплавом металу та продовжуються полімерними трубками (випорами, в місцях де закінчується газифікація моделі) для виходу газів у пісок форми крізь газопроникні вентилі на вихідних кінцях цих трубок. Венти забезпечують прохід газів і одночасно запобігають проникненню піску в канали. На рис. 2 показано приклад моделі валка складної конфігурації з вентканалами.

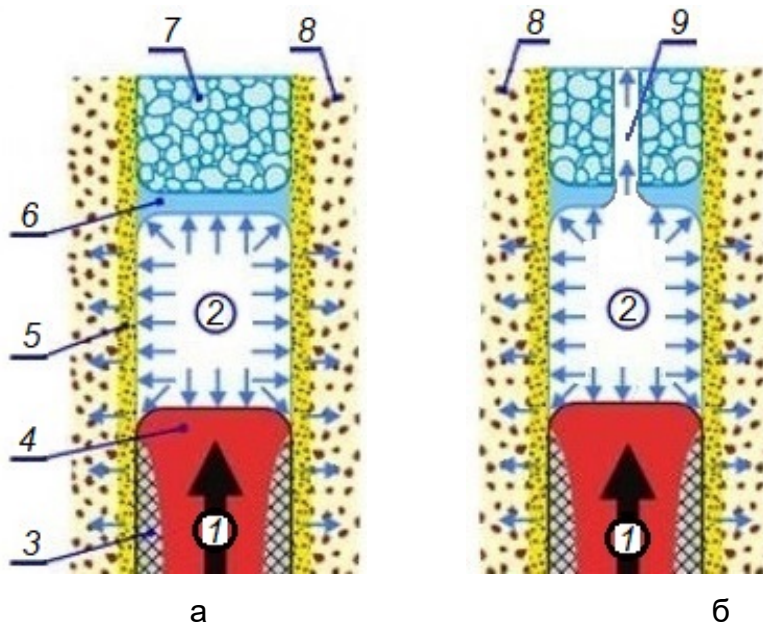


Рис. 1 – Схема заповнення розплавом металу форми при газифікації моделі: а – за традиційним способом, б – з вентиляцією; 1 – напрям заповнення форми металом; 2 – тиск газу; 3 – плівка (кірка) металу; 4 - розплав металу; 5 – протипригарна фарба; 6 – розплав ППС; 7 – ППС; 8 – сухий вакуумований пісок; 9 – газовідвідний (вентиляційний) канал.

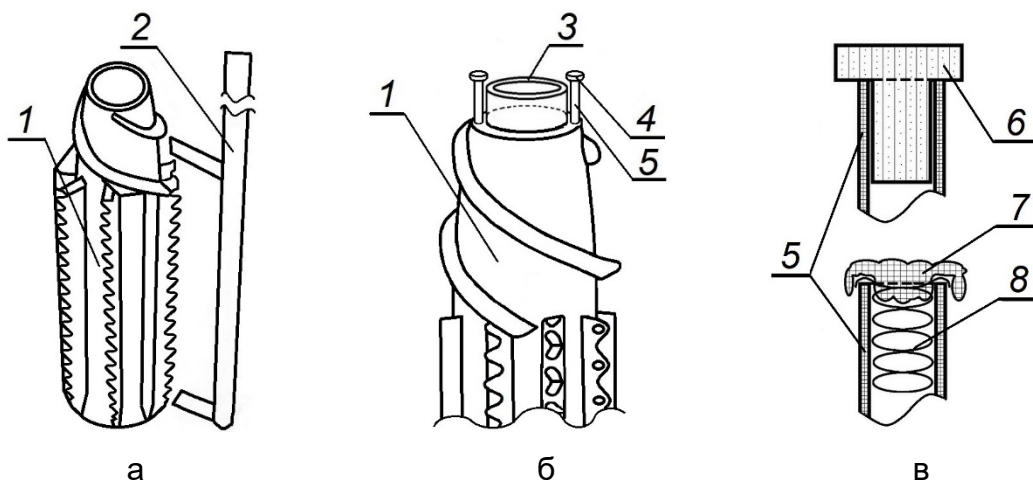


Рис. 2 - Модельний комплект деталі «валок»: а – валок з ливниковою системою; б - верхня частина моделі валка; в – венті в поздовжньому розрізі; 1 – валок; 2 - ливникова система; 3 - патрубок з ППС; 4 – вента; 5 – трубка; 6 – піщана пробка в якості венті; 7 – вента з вати чи тканини; 8 – спіраль з дроту

На відміну від традиційних методів створення вентканалів механічним способом чи пропалюванням, автоматизація виконання таких каналів в ході 3D-друку значно знижує трудомісткість процесу, якою б складною не була конфігурації ливарних моделей. При цьому вентиканали можуть бути з багатьма згинами вздовж тонких стінок моделей, які практично неможливо здійснити іншими методами. Таким чином, застосування вентканалів, віддрукованих в тілі моделі, змінює підхід до відведення газів у ЛГМ-процесі.

Розробка функціональних вент стала важливим елементом нової технології. Їх виготовляють з піщаних сумішей високої газопроникності або з синтетичних волокнистих матеріалів і забезпечують вихід газів у пісок вакуумованої форми. Тонкі полімерні трубки (наприклад із плівки «скотч») армують спіраллю з металевого дроту, що запобігає їх деформації від дії вакууму. Описана конструкція забезпечує ефективний відвід газів протягом усього процесу газифікації моделі металом.

Виконання вентканалів не звільняє від потреби того, що друкуванні моделі слід проектувати з максимально можливими пористими стінками. При цьому така пористість повинна бути зручною (транзитною) для спрямування газів у напрямку вентканалів. Також рішенням в цьому напрямі стало комбінування модельних конструкцій, які поєднують друковані елементи зі вставками з традиційного ППС. У місцях стикування цих елементів при друкуванні забезпечуються повздовжні борозенки, які при контакті із вставками створюють вентиканали. Це дозволяє зменшити витрати на виготовлення моделей зі стабільними умовами виводу газів.

Практичні випробування показали ефективність пропонованого методу при литті складних за геометрією виробів, таких як шестерні та зубчасті валки. У процесі заливання форми чавуном вентканали забезпечили вивід газових продуктів і якісне заповнення форми металом. Рівень вакууму (розрідження) на поверхні вент наближався (але був нижчим) до його рівня на поверхні моделі, що створювало оптимальні умови для газифікації моделі. Вакуум у порах піску форми виконує роль своєрідного насоса, який видаляє гази. При цьому слід забезпечувати умови статичної стабільності стінок форми при заливанні металу для уникнення осипання піску та якісного заповнення форми металом. Наприклад, якщо типові для ЛГМ водо-кільцеві насоси здатні створювати вакуум в порах піску форми з найменшим залишковим тиском до

$P_{\phi} = 20$ кПа, то в робочій порожнині форми слід підтримувати залишковий тиск газів не нижче $P_r = 30$ кПа. Різниця цих тисків буде досить для утримання стінок форми непорушними. Причому, чим більше заповнює форму метал, тим меншим стає P_r , бо скорочується вентканал в моделі, яку заміщає метал.

Перевагою помірного вакуумного ефекту в порожнині форми з полімерною моделлю, що газифікується, є створення вакуумного всмоктування газу та подібного впливу на метал. Це забезпечує кращі умови заміщення моделі, порівняно з традиційним методом, коли поверхня металу контактує з газами під тиском вище атмосферного. Інтенсифікація виведення газів у товщу піску форми проектується за принципом «чим більше газів, тим інтенсивніше слід видаляти їх з піщаної форми за умов непорушності її стінок», що є важливим для стабільної якості виливків при переході від моделей з ППС до друківаних моделей з вищою газотвірністю.

Додатковою перевагою запропонованої технології є можливість виведення разом з газами дрібних частинок сажі та коксового залишку, що запобігає їх негативному впливу на якість виливка і особливо важливо для сплавів, що можуть реагувати з продуктами термодеструкції полімерних матеріалів. При цьому застосування помірного вакууму в порожнині форми не лише запобігає гальмуванню течії металу та недоливам, але й може підвищити якість поверхні готових виливків.

Порівняно з відомими способами лиття за друківаними моделями, метод комбінування друківаної оболонки із ППС-підкладкою забезпечує зниження витрат при виготовленні цільної 3D-друківаної ливарної моделі з вентканалами. Загалом, технологія відкриває можливості для виробництва широкої номенклатури тонкостінних виливків, яке раніше було проблематичним з використанням 3D-друківаних моделей у ЛГМ-процесі.

Запропонований спосіб переходу від підвищеного тиску (понад атмосферного) до помірного вакууму в порожнині форми з друківаною полімерною моделлю, що газифікується, відкриває нові перспективи для цифровізації цього методу ливарного виробництва. Застосування 3D-друку для виготовлення моделей різної конфігурації дозволяє швидко змінювати дизайн металовиробу, скорочує тривалість підготовки виробництва нової продукції та не потребує складного і дорогого металевого оснащення для спікання моделей. Впровадження цієї технології в промислове виробництво сприятиме підвищенню конкурентоспроможності вітчизняних ливарних підприємств та розширенню їх технологічних можливостей.

Список літератури

1. Патент 157522 Україна. МПК: B22C 7/02, B22C 9/04. Спосіб лиття металу за 3D-друкованими моделями, що газифікуються у вакуумованих формах з сипкого піску / П.Б. Калюжний, І.А. Шалевська, О.В. Нейма, С.О. Кротюк, В.С. Дорошенко. В.О. Шинський, С.І. Клименко. Опубл. 30.10.2024, Бюл. № 44.

УДК 621.74.045:681.3:621.74:004.8

В. С. Дорошенко, О. В. Нейма

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

doro55v@gmail.com

ПОЄДНАННЯ 3D-ТЕХНОЛОГІЙ І ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ ПРИ СТВОРЕННІ ПОРИСТОГО МЕТАМАТЕРІАЛУ ДЛЯ ПОЛІМЕРНИХ ЛИВАРНИХ МОДЕЛЕЙ

Інженерне проектування невпинно удосконалюється зі зростанням ефективності, все більше рішень пов'язуючи з комбінуванням цифрових технологій і методів машинного навчання. Одним із перспективних напрямів стала розробка пористих та комірчасто-каркасних структур, внутрішня конструкція яких забезпечує необхідні механічні властивості при мінімальному використанні матеріалів. У 2020-х роках з'явився цілий клас матеріалів — метаматеріалів, які не існують у природі, але мають виняткові властивості. Вони отримують унікальні характеристики не завдяки хімічному складу, а через геометрію та топологію внутрішньої структури. Реалізація концепції «цифрово-фізичного перетворення» («digital-to-physical conversion») методом 3D-друку (з цифрового файлу у фізичну конструкцію) стала ключовим методом у створенні таких матеріалів. Метаматеріали завдяки складним, підпорядкованим математичним алгоритмам структурам, які повторюються з періодичністю або генеруються за комп'ютерною програмою, здатні водночас бути легкими й міцними. Крім того, вони можуть мати регульовану густину та пористість завдяки використанню закритих чи відкритих комірок.

Для науковців-ливарників, які удосконалюють процес лиття металу за моделями, що газифікуються (ЛГМ), пористі полімерні метаструктури мають потенціал забезпечити не лише точність та швидке друкування ливарних моделей, а й керовану їх термодеструкцію при контакті з розплавом металу. При цьому ці структури можуть забезпечити направлену евакуацією газів у вакуумовану піщану форму, усуваючи негативний вплив продуктів газифікації на якість металу отриманого виливка. Як поява

в ливарному виробництві пінополістиролу в якості матеріалу разових моделей у середині 50-х років минулого століття започаткувала метод ЛГМ, так друкована піна метаматеріалу має потенціал істотно поліпшити цей метод, забезпечивши гнучкість модельного виробництва завдяки цифровізації й додавши нових ливарних властивостей, схожих на ті, що притаманні спеціальним методам лиття з впливом газового розрідження на метал.

Використання штучного інтелекту (ШІ) у цьому процесі базується на конкретних алгоритмах, серед яких особливе місце займають нейронні мережі, зокрема графові нейронні мережі (Graph Neural Networks, GNN). Вони дозволяють опрацьовувати просторово-структуровані дані, що виникають при описі метаструктур. Інженер задає бажані характеристики матеріалу, такі як жорсткість, пористість, теплопровідність та поведінку при навантаженні чи газифікації (наприклад, для ливарної моделі з регульованим газовідведенням і нейтралізацією впливу продуктів газифікації на метал, що заміщає модель у ливарній формі при ЛГМ). На основі цих параметрів нейронна мережа генерує рекомендації щодо геометрії структури, яка найбільш точно відповідає заданим вимогам.

Однією з ключових концепцій такого підходу є інверсне проектування. На відміну від традиційного прямого методу, коли проектування починається з геометрії і завершується прогнозуванням властивостей, інверсний підхід ставить задачу навпаки: від бажаних властивостей — до пошуку відповідної структури. Це дає змогу автоматизувати процес підбору структури метаматеріалу під конкретну прикладну задачу. У межах цієї парадигми створено, зокрема, методику під керівництвом проф. Рейна Чжена з Каліфорнійського університету в Берклі, приклад функціонування якої показано на схемі (рис. 1) [1, 2]. Система працює за замкнутим ітераційним контуром. Користувач подає вхідні дані — у вигляді бажаних характеристик (наприклад, механічної жорсткості, густини чи інших властивостей), після чого запускається модель зворотного проектування. Графова нейронна мережа кодує ці дані у відповідну структуру — граф, який описує внутрішню структуру майбутнього метаматеріалу. На основі цього графа виконується декодування у тривимірну геометрію, яка одразу проходить віртуальне тестування через цифрову (сурогатну) модель (цифровий двійник), що оцінює відповідність отриманої структури очікуваним характеристикам.

Процес не зупиняється на першому варіанті: за допомогою активного навчання та механізмів підсилення відбувається ітераційне вдосконалення. Кожна нова спроба наближається до ідеального рішення. Коли структура задовольняє вимоги, вона пере-

дається на 3D-друк. Отримана фізична модель далі проходить експериментальну перевірку — з метою уточнення параметрів та збагачення бази даних для подальшого навчання мережі. Таким чином, створюється замкнений цикл удосконалення, де машина вчиться не лише на симуляціях, а й на реальних даних.

Описана система демонструє, як графова нейронна мережа, використовуючи концепції кодування, декодування та оптимізації через варіативні представлення структур, здатна синтезувати складні 3D-структури із передбачуваними властивостями. Схема (рис. 1) демонструє, як система порівнює множинні піки та спади коефіцієнтів відповідності із заданими користувачем параметрами, що відображають його цільовий відгук. У разі невідповідності заданим параметрам структура коригується, і процес повторюється до досягнення повної відповідності.

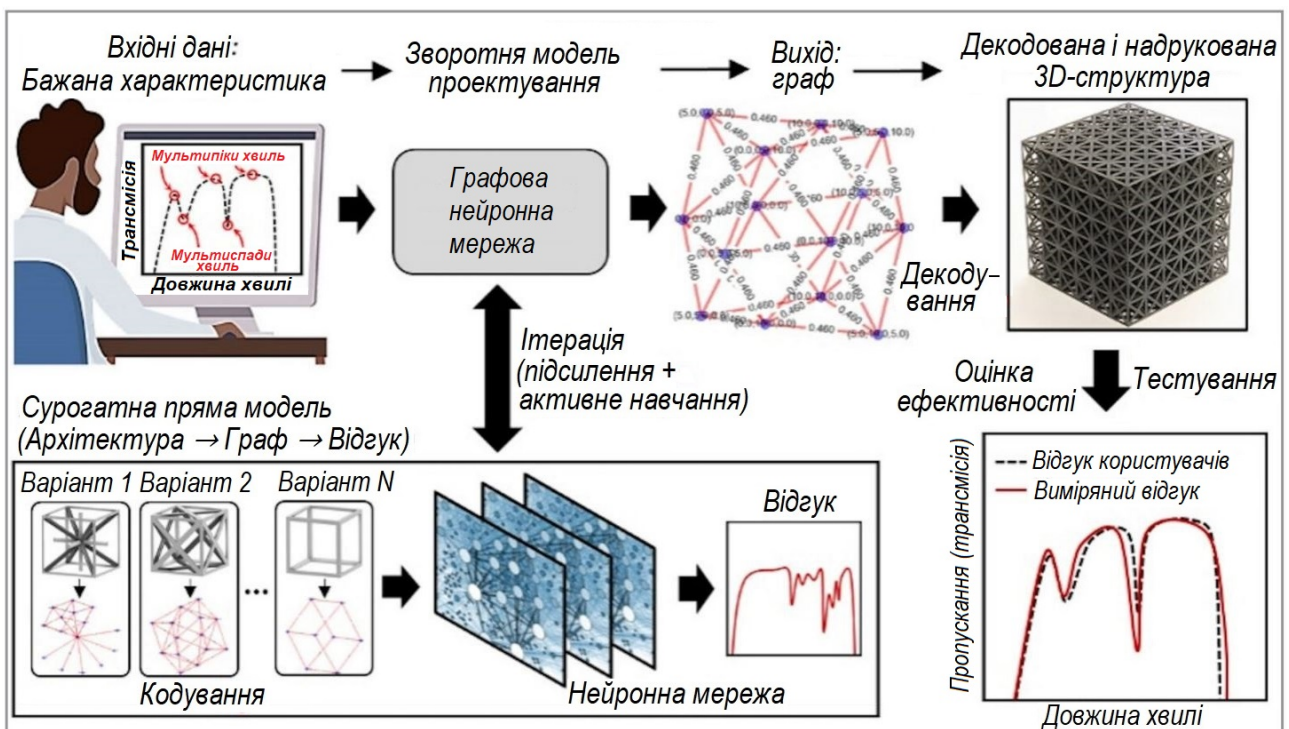


Рис. 1 – Методика проектування метаматеріалів на основі штучного інтелекту дозволяє швидко створювати матеріал із заданими користувачем продуктивністю та цільовими властивостями

Одним із прикладів успішної реалізації такого підходу є метаматеріали, побудовані на основі сференів — модифікованих форм тривимірних сфероподібних мінімальних поверхонь, які водночас забезпечують плавність конфігурацій, направленість протидії зовнішньому тиску на зовнішню поверхню конструкції та високий рівень керованої (закритої чи відкритої) пористості. Приклади такої структури показано на рис. 2 [2 - 4].

Завдяки використанню штучного інтелекту можливо автоматизувати адаптацію таких поверхонь до конкретних умов використання — від механічних до теплофізичних чи газогідродинамічних.

В перспективі проектування пористої ливарної моделі може включати інтеграцію з існуючими програмами, які з високою точністю прогнозують поведінку металу під час складних термодинамічних процесів. Це стосується його плинності в рідкому стані, охолодження та кристалізації при заливанні в ливарну форму, в тому числі з газифікацією моделі. Такий підхід дозволяє оптимізувати не лише параметри матеріалу моделі, а й систем заливання металом форм, живлення розплавом металу та тверднення виливків, що забезпечить високу якість готових металовиробів.

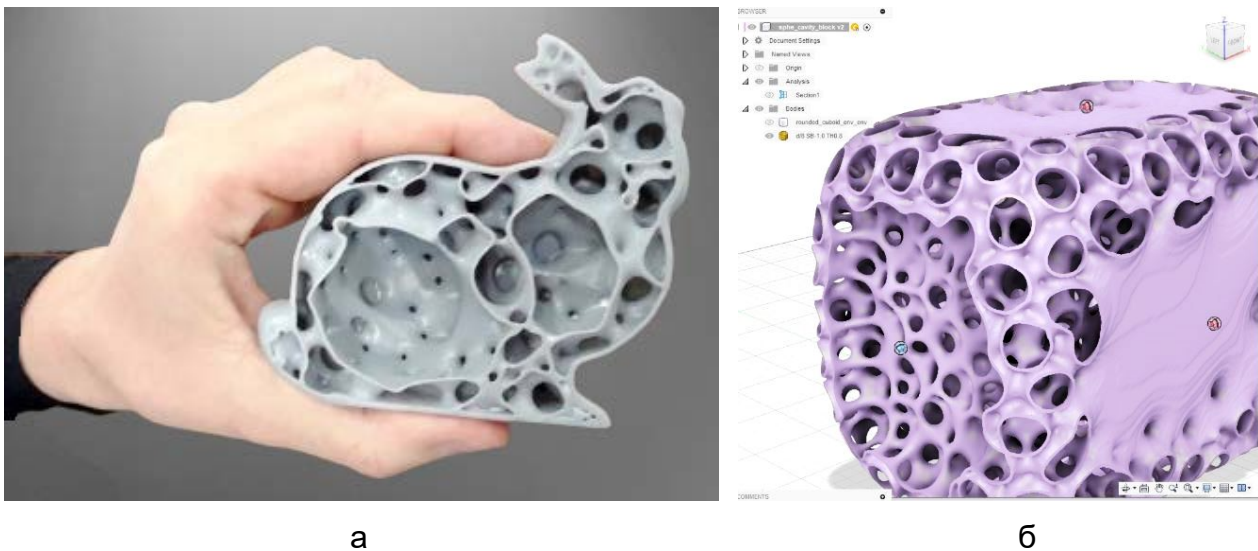


Рис. 2 – Приклади структури на основі сференів: а - серцевина декоративної моделі кролика з гладкою зовнішньою поверхнею [3]; б – скріншот екрану з процесом проектування в САПР-системі Autodesk [4]

Використання 3D-друку для виготовлення ливарних моделей з піно-полімеру для ЛГМ-процесу відкриває новий рівень функціональності, як інноваційний підхід до виливання високоточних металоконструкцій. Структура моделей більше не є вторинною — вона формує задану функцію, а пориста геометрія метаматеріалу, отримана на основі ШІ-дизайну, дозволяє зменшити їх вагу, оптимізувати процес газифікації, скоротити тривалість виготовлення та витрати матеріалу.

Зрештою, завдяки поєднанню 3D-друку і штучного інтелекту ливарники отримали не просто інструмент для створення моделей, а повноцінну інженерну систему, яка здатна самонавчатися та генерувати рішення, орієнтовані на майбутні виклики.

Усе це дозволяє говорити про зміну самої філософії проектування — від ручного конструювання до алгоритмічного синтезу, де ключову роль відіграє не лише досвід інженера, а й здатність системи до адаптації і прогнозування.

Висновки. Метаматеріали, зокрема, що базуються на сференових структурах, відкривають широкі перспективи для проектування функціонально-оптимізованих ливарних моделей із полімерних матеріалів. Їх пориста структура, сформована під дією інтелектуальних алгоритмів, дозволяє інтегрувати функціональність без додаткової обробки, забезпечуючи легкість, точність, стабільність і повторюваність. Використання графових нейронних мереж у процесі інверсного проектування змінює підхід до задач: інтуїтивний пошук трансформується в керований, самонавчальний ітеративний процес. Це дозволяє створювати структури, які вже на етапі 3D-друку відповідають заданим експлуатаційним критеріям. Таким чином, відкриваються нові горизонти для ливарного процесу ЛГМ, де моделі перестають бути лише оснасткою для виготовлення виливків, а перетворюються на носіїв інженерної логіки, інтегрованої в їхню структуру за допомогою штучного інтелекту.

Список літератури

1. Ha C.S., Yao D., Xu Z. et al. Rapid inverse design of metamaterials based on prescribed mechanical behavior through machine learning. *Nat Commun.* 14, 5765 (2023). <https://doi.org/10.1038/s41467-023-40854-1>.
2. Kety S. The potential of metamaterials for (medical) Additive Manufacturing. *3D ADEPT Mag.* March – April 2024. <https://3dadept.com/the-potential-of-metamaterials-for-medical-additive-manufacturing/>.
3. Mueller R.K. 3D Design: Spherenes. October 23, 2024. URL: <https://xyzdims.com/tag/spherene/>.
4. Autodesk App Store. Spherene for Autodesk Fusion. 24.12.2024. URL: <https://apps.autodesk.com/FUSION/en/Detail/Index?id=7450446131187005403&apLang=en&os=Win64>.

ВИКОРИСТАННЯ МЕТОДІВ АКТИВНОЇ ВЗАЄМОДІЇ ПРИ ЗАТВЕРДІННІ АЛЮМІНІЄ-ВИХ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Si

Відомо, що фізико-механічні властивості литого металу залежать від низки факторів різної значущості [1, 2]. Тому розробка досить універсальних технологічних процесів, спрямованих на зниження непродуктивних втрат металу з одного боку, і на підвищення його якості з іншого, незмінно є актуальним завданням технологів і дослідників.

Найбільш високі та стабільні за перерізом виливків властивості зазвичай досягаються при отриманні однорідної та дрібнозернистої структури. Чим дрібніші розміри первинних кристалів, тим вищий ряд важливих експлуатаційних та технологічних властивостей виливків. Тому ливарники найчастіше прагнуть отримання найбільш дрібнозернистої і однорідної структури металу.

Одним із найпоширеніших засобів досягнення цієї мети є модифікування. Крім того, до методів активного впливу на формування структури зливків і виливків можна віднести процеси, пов'язані із застосуванням тиску, введення в розплав пружних коливань, вплив концентрованими джерелами енергії. При цьому зазначені процеси мають, у тому числі, певну технологічну специфіку, мають свої переваги і недоліки.

Ефективний спосіб зміни морфології фаз, що кристалізуються - їх затвердіння в різко нерівноважних умовах. У цьому створюються умови подрібнення зерна, значного розширення розчинності у твердому стані, пригнічення зростання грубих включень первинних інтерметалідів.

Одним з ефективних способів впливу на метал, що кристалізується, є, зокрема, газодинамічний вплив. При здійсненні такого процесу до початку подачі газу на поверхні робочої порожнини ливарної форми повинен сформуватися шар твердого сплаву такої товщини, який може забезпечити герметичність системи аж до повного затвердіння виливки.

У лабораторії сучасних матеріалів Аріельського університетського центру (Ізраїль) спільно зі спеціалістами кафедри ливарного виробництва Українського державного університету науки і технології було проведено дослідження впливу змінного газового тиску на структуроутворення металу виливків із сплаву А356.

Результати лабораторних досліджень показали підвищення механічних властивостей литого металу та зниження шпаристості циліндричних виливків із сплаву А356 діаметром 50 мм та висотою 100 мм.

У порядок технологічних операцій виготовлення виливки були включені такі етапи: проведення рафінування (препарат DEGASAL T 200, введення в робочу порожнину форми пристрою для подачі газу оригінальної конструкції, витримка виливки з пристроєм протягом заданого проміжку часу, подача газу (аргону) з початковими показниками тиску 0,15 - 0,2 МПа, наступне нарощування тиску до 1,3 - 1,4 МПа та витримка під тиском до повного затвердіння виливки.

Наведені дані свідчать, що внаслідок газодинамічного впливу вдалося подрібнити структурні складові, у результаті збільшилися на 20-25% пластичні властивості литого металу і 8-12 % збільшилася його щільність.

Таким чином, газодинамічний вплив на метал, що твердне дозволяє домогтися ефекту модифікування, який може бути значно посилений введенням в розплав додаткових центрів кристалізації у вигляді відповідних традиційних модифікаторів або нанокристалічних порошків, отриманих методами механохімії. При цьому можливе зниження кількості модифікатора, що витрачається.

Список літератури

1. Немененок, Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов [Текст] / Б.М. Немененок - Мн. Технопринт, 1999. – 272 с.
2. Ефимов, В.А. Перспективы развития работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав [Текст] / В.А. Ефимов. - Киев: Изд. ИПЛ АН УССР. - 1983. - С. 3-65.

С.Д. Євтушенко, О.В. Акімов

Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут",
Україна, м. Харків

ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЙ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ КРИСТАЛІЗАЦІЄЮ ПІД ТИСКОМ

Процеси лиття металів використовуються для одержання виробів заданої форми шляхом заливання розплавленого металу у форму. Існують різні методи лиття: у піщані форми, у кокіль, під тиском, відцентрове та інші. Кожен метод має свої особливості, застосовність та рівень точності.

Технологічний процес виготовлення виливки повинен відповідати певним технічним вимогам до деталей та литих заготовок. Технічні вимоги регламентуються кресленням деталі, технічними умовами, державними та іншими стандартами. У них встановлюються вимоги до хімічного складу та механічних властивостей сплавів, геометричної форми та розмірів виливків, стану зовнішньої та внутрішньої поверхні, отримання у виливках відповідних структур як по крупності зерна, так і по фазовому складу, вимоги до способів виявлення та виправлення поверхневих та внутрішніх ливарних дефектів [1]. Разом з цим ставиться завдання отримання виливків з мінімальним припуском на механічну обробку та мінімальною їх вартістю.

Форма надає значний вплив на умови охолодження виливки, структуру металу та усадкові дефекти. Наприклад, піщані форми дешевші і простіші, але гірше забезпечують точність, ніж металеві форми.

Кристалізація та охолодження розплаву визначають структуру та властивості виливки. Швидкість охолодження впливає на зернистість металу: чим швидше охолодження, тим дрібніша структура і вищі характеристики міцності [2].

Традиційні методи лиття супроводжуються такими проблемами, як пористість, усадкові раковини, неоднорідність структури та механічні напруження. Особливо це актуально при литті великих деталей чи деталей складної форми. Такі дефекти знижують характеристики міцності і термін служби виробів [3].

Лиття з кристалізацією під тиском полягає в тому, що метал, перебуваючи під тиском, твердне у формі. Це досягається за рахунок подачі тиску на розплав за допомогою поршня гідравлічного преса, доки він не затвердіє. Цей процес забезпечує більш контрольоване затвердіння металу.

Кристалізація під тиском забезпечує щільну, рівномірну структуру металу з дрібнозернистими кристалічними ґратами, що покращує механічні властивості виливки. Це особливо важливо під час виробництва відповідальних деталей, оскільки структура безпосередньо впливає їх надійність і довговічність [4].

Під дією тиску розплав краще заповнює форму та видавлює гази, що мінімізує внутрішні дефекти, особливо садинну пористість та газові включення. За рахунок щільної структури та відсутності дефектів вироби, отримані з кристалізацією під тиском, мають більш високу міцність та зносостійкість.

Метод дозволяє отримувати вироби з високою точністю розмірів та гарною якістю поверхні. Це знижує або повністю усуває необхідність подальшої механічної обробки, скорочує виробничі витрати та час виготовлення [5].

Метод застосовується для різних сплавів (алюмінієвих, магнієвих, мідних та ін.) і може використовуватися для створення складних формою деталей.

Лиття з кристалізацією під тиском широко застосовується в аерокосмічній, автомобільній, енергетичній та оборонній промисловості. З урахуванням сучасних вимог до надійності та якості продукції, технологія залишається перспективною та активно розвивається, включаючи поєднання з комп'ютерним моделюванням та автоматизованим управлінням процесами.

Література

1. Olga Ponomarenko, Nataliia Yevtushenko, Tatiana Lysenko, Vitalii Voronets, Stepan Yevtushenko, Pavlo Shelepko & Mikhailo Vorobyov. Operation Control of Melting Furnaces in Foundry Workshops Using Simulation Models. In: Ciobotă, D.D. (eds) International Conference on Reliable Systems Engineering (ICoRSE) - 2024. ICoRSE 2024. Lecture Notes in Networks and Systems, vol 1129. Springer, Cham.

2. Вплив величини тиску на якість відливок при кристалізації під тиском / Євтушенко С. Д., Акімов О. В., Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І. // Неметалеві вкrapлення і гази у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. – Запоріжжя, 2025. – С. 119-122.

3. OI Ponomarenko, SD Yevtushenko, NS Yevtushenko, TV Berlizieva, MM Vorobiov. Robust methods for controlling casting processes and the quality of castings. /4th

International Conference on Sustainable Futures: Environmental, Technological, Social and Economic Matters (ICSF-2023) 22/05/2023 - 26/05/2023 Kryvyi Rih, Ukraine, 2023 IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci. 1254 012007

DOI 10.1088/1755-1315/1254/1/012007

4. Євтушенко С. Д. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // IX міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» /— Краматорськ : ДДМА, 2023. — С. 49-51.

5. Пономаренко О. І., Радченко О. О., Євтушенко Н. С. Системний підхід до вирішення інженерної проблеми зниження газонасиченості сталі // Нові технології в машинобудуванні : матеріали тридцять четвертої Всеукр. конф., 4-7 вересня 2024, Харків, Україна : зб. наук. праць / Національний аерокосмічний університет ім. М. Є. Жуковського "ХАІ". — Харків : ХАІ, 2024. — С. 51-53.

УДК 621.74.04

Н.С. Євтушенко, А.А. Джанік'ян

Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут",
Україна, м. Харків

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЛИВАРНОГО ЦЕХУ ЧЕРЕЗ ІНТЕГРОВАНЕ МОДЕЛЮВАННЯ

Ливарний цех представляє собою складну інженерно-виробничу систему, ефективне функціонування якої залежить від злагодженої взаємодії численних різнопрофільних підсистем, технологічного обладнання та керуючих елементів. Досягнення стабільної та результативної роботи такої системи можливе лише за умови чіткої синхронізації всіх її компонентів. Основною метою дослідження є побудова ефективного механізму узгодження дій підсистем ливарного цеху з урахуванням особливостей його виробничої структури, асортименту продукції, вимог до геометричних та механічних характеристик відливок, рівня технічного стану обладнання та ефективності обслуговування ремонтними службами.

Для моделювання роботи ливарного цеху було використано інтегрований підхід, що поєднує положення теорії агрегатів, теорії масового обслуговування та методів імітаційного моделювання. Математична модель синхронізації побудована на основі агрегатно-імітаційного принципу, згідно з яким система розглядається як сукупність технологічних агрегатів, що взаємодіють у рамках заданої послідовності операцій. Кожен агрегат моделює окремий етап виробничого процесу, а їхня координація забезпечується спеціально розробленою програмою керування. Ця програма формує логіку взаємодії агрегатів залежно від заданих виробничих параметрів і стратегії обслуговування заявок на розплавлений метал. У результаті створено алгоритм, який дозволяє ефективно вирішувати задачу синхронізації за критеріями продуктивності та якості відливок, що випускаються.

Синхронізація підсистем ливарного цеху є критично важливою умовою для забезпечення стабільного та ритмічного виробництва, мінімізації простоїв і втрат. У процесі функціонування ливарного цеху відбувається обробка великої кількості взаємопов'язаних операцій, де затримка на будь-якому етапі може спричинити порушення всього виробничого циклу. Врахування виробничо-технологічної структури дозволяє адаптувати модель до конкретного підприємства з урахуванням його особливостей. Номенклатура відливок відіграє важливу роль у побудові моделі, оскільки різні типи виробів вимагають різної послідовності та тривалості технологічних операцій. Надійність обладнання безпосередньо впливає на ритмічність виробництва, тому оцінка ймовірності відмов і часів відновлення є необхідною складовою моделювання. Якість роботи ремонтно-відновлювальної служби визначає швидкість реакції на поломки та ефективність технічного обслуговування, що, у свою чергу, впливає на загальну продуктивність. Імітаційна модель дозволяє відобразити структуру ливарного цеху як систему взаємодіючих елементів, кожен з яких виконує окрему функцію в загальному процесі. Імітаційне моделювання забезпечує можливість перевірки різних сценаріїв функціонування системи без втручання у реальний виробничий процес [1]. Керуюча програма, яка задає логіку взаємодії агрегатів, дозволяє змінювати стратегії обслуговування та адаптувати модель під змінні умови. Розроблений алгоритм дозволяє не лише досягти високої якості та кількості продукції, а й оптимізувати використання ресурсів, знижуючи виробничі витрати [2].

Виробничий процес у ливарному цеху характеризується високим ступенем взаємозалежності між етапами, що вимагає точного узгодження часу виконання кожної операції. При моделюванні важливо враховувати не лише тривалість технологічних дій, але й час простоїв обладнання, логістику внутрішнього транспортування. Агрегати

в моделі описуються як автономні одиниці, які активуються подіями, що відповідають запуску або завершенню певної технологічної операції. Імітаційна структура моделі дозволяє ефективно відстежувати стан кожного агрегата в часі та оперативно реагувати на зміни в умовах виробництва. Розроблена система враховує пріоритетність обробки заявок на рідкий метал, що дозволяє керувати черговістю обслуговування в залежності від технологічної важливості відливок. У моделі реалізовано механізми контролю та прогнозування навантаження на кожен агрегат, що допомагає уникати перевантаження та нерівномірного розподілу ресурсів. Програмна реалізація забезпечує можливість проведення експериментів з різними стратегіями планування та обслуговування, що дозволяє обирати оптимальні рішення для реального виробництва [3]. Важливою особливістю моделі є здатність до масштабування — вона може бути адаптована до різних за розміром і складністю цехів. Аналіз результатів моделювання дає змогу виявити «вузькі місця» у виробничій структурі та сформулювати рекомендації щодо їх усунення. Таким чином, створена система моделювання та синхронізації є ефективним інструментом для підвищення продуктивності ливарного виробництва та забезпечення стабільної якості готової продукції.

Застосування розробленої моделі у практичній діяльності ливарного підприємства відкриває можливості для гнучкого управління виробничими потоками, підвищення рівня автоматизації процесів [4]. Завдяки імітаційним дослідженням можна оцінити вплив змін у структурі цеху або режимах роботи обладнання на кінцеві результати виробництва ще до їхнього впровадження [5]. Це значно знижує ризики прийняття неефективних управлінських рішень та дозволяє заздалегідь прогнозувати потенційні проблеми.

Крім того, модель може використовуватися як навчальний інструмент для інженерно-технічного персоналу, що забезпечує краще розуміння взаємозв'язків між підсистемами цеху. Вона дозволяє відпрацьовувати різні сценарії організації виробництва в умовах змінних навантажень, технічних несправностей або перебудови виробничої програми. Це сприяє підвищенню професійної підготовки працівників і формуванню навичок оперативного прийняття рішень у складних виробничих ситуаціях.

Література

1. OI Ponomarenko, SD Yevtushenko, NS Yevtushenko, TV Berlizieva, MM Vorobiov. Robust methods for controlling casting processes and the quality of castings. /4th Interna-

tional Conference on Sustainable Futures: Environmental, Technological, Social and Economic Matters (ICSF-2023) 22/05/2023 - 26/05/2023 Kryvyi Rih, Ukraine, 2023 IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci. 1254 012007

DOI 10.1088/1755-1315/1254/1/012007.

2. Пономаренко О. І. Системна оптимізація процесів у ливарному виробництві. / О.І. Пономаренко, Н.С. Євтушенко // Матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» – Краматорськ : ДДМА, 2021. – С.96-97.

3. Євтушенко С. Д. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // IX міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» / – Краматорськ : ДДМА, 2023. – С. 49-51.

4. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. / відп. ред. В. Г. Іванов ; Нац. ун-т "Запорізька політехніка". – Запоріжжя, 2025. – С. 122-124.

5. Вплив величини тиску на якість відливок при кристалізації під тиском / Євтушенко С. Д., Акімов О. В., Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І. // Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. – Запоріжжя, 2025. – С. 119-122.

УДК 621.74.04

Н.С. Євтушенко, І.О. Мезенцева

Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут",
Україна, м. Харків

УМОВИ ПРАЦІ В ЛИВАРНИХ ЦЕХАХ ТА ЇХ ВПЛИВ НА РОБОЧИЙ ПРОЦЕС

Небезпечні умови праці в ливарних цехах вимагають впровадження комплексної системи управління безпекою, що включає регулярні навчання працівників, техні-

чне обслуговування обладнання та забезпечення необхідними засобами індивідуального захисту. Окрім цього, важливою складовою є постійний моніторинг виробничих ризиків і оперативне реагування на будь-які загрози, що виникають у процесі роботи.

Основними причинами травмування є порушення правил з охорони праці, несправність або зношеність обладнання, а також людський фактор, зокрема неуважність або втома працівників. Часто нещасні випадки трапляються під час заливання форм, обслуговування печей та при транспортуванні металу [1].

Шкідливі та небезпечні фактори в ливарних цехах включають високу температуру, шум, вібрацію, а також токсичні речовини, що утворюються під час плавлення металів. Додаткові ризики створює погана вентиляція, високий рівень запиленості в приміщеннях, а також контакти з агресивними хімічними компонентами, що можуть призвести до різних професійних захворювань. Це включає опіки, проблеми з дихальними шляхами, серцево-судинні розлади та захворювання органів слуху, викликані шумовим навантаженням. Також існує небезпека тривалого впливу на шкіру і органи травлення через контакти з хімічними речовинами, що можуть викликати алергічні реакції та інтоксикацію.

Статистика свідчить, що найбільшу кількість травм фіксують серед формувальників, плавильників та вантажників. Найпоширеніші травми — це опіки, порізи, забої, переломи кінцівок і ураження очей металевими бризками чи пилом [2].

Окрему загрозу становлять вибухи форм через потрапляння вологи або неправильну підготовку суміші. Такі інциденти можуть спричинити масові травми та значні матеріальні збитки. Тому надзвичайно важливим є контроль якості формувальних матеріалів і дотримання технологічних регламентів.

Недостатній рівень професійної підготовки працівників також є чинником ризику. Брак навчання або інструктажу призводить до неправильного поводження з інструментом, недотримання порядку виконання операцій і нехтування засобами індивідуального захисту. Аналіз умов праці показує, що в багатьох ливарних цехах застаріле обладнання не відповідає сучасним вимогам безпеки. Відсутність автоматизації та недостатнє впровадження новітніх технологій утримують високий рівень фізичного навантаження та пов'язаного з ним травматизму [3].

Системна профілактика травматизму повинна включати регулярні інструктажі, модернізацію обладнання, забезпечення працівників якісними засобами захисту, а також впровадження автоматизованих процесів, які зменшують контакт людини з небезпечним середовищем [4]. У підсумку, зниження рівня виробничого травматизму в ли-

варних цехах можливе лише за умови комплексного підходу, що охоплює технічні, організаційні та психологічні аспекти безпеки праці. Тільки так можна створити ефективне та безпечне виробниче середовище. Особливу увагу слід приділити стану засобів індивідуального захисту, якими забезпечені працівники ливарних цехів. Часто вони або не відповідають вимогам, або використовуються неправильно, що знижує їхню ефективність. Наприклад, термостійкі рукавиці чи захисні щитки можуть мати пошкодження, але залишатися в експлуатації через нестачу нових комплектів.

Порушення трудової дисципліни також є поширеною причиною травматизму. Ігнорування інструкцій, виконання робіт поспіхом або без належної підготовки часто призводить до небезпечних ситуацій [5].

Нерідко причиною нещасних випадків є незадовільна організація робочого простору. Переповненість цехів обладнанням, відсутність чітких маршрутів для пересування персоналу та транспортування металу створює додаткові ризики [6]. Особливо це небезпечно при екстрених ситуаціях, коли працівники мають швидко евакуюватися. Аналіз виробничих ситуацій показує, що значна частка травм трапляється під час ремонту або обслуговування обладнання. Відсутність блокувальних пристроїв, невимкнене живлення або неправильне розбирання механізмів створюють серйозну загрозу для життя та здоров'я технічного персоналу [7].

Не менш важливою є роль керівництва у забезпеченні безпеки праці. Якщо адміністрація не приділяє належної уваги аналізу ризиків, не реагує на зауваження працівників і не проводить систематичні перевірки, рівень травматизму залишається високим незалежно від інших заходів [8].

Окрім технічних рішень, необхідно проводити регулярні практичні навчання з евакуації, дій при пожежі або аварійному розливі металу. Це підвищує готовність персоналу діяти злагоджено та швидко в умовах стресу.

На завершення, варто підкреслити, що зменшення виробничого травматизму в ливарних цехах можливе лише завдяки постійній роботі над усуненням ризиків, підвищенню культури виробництва та дбайливому ставленню до життя і здоров'я кожного працівника.

Література

1. Yevtushenko N. S. Methods for assessing incidence in foundry employees: subjective and objective approaches / N. S. Yevtushenko, N. Ye. Tverdokhliebova // Литво. Металургія. 2024 : матеріали 20-ї, 13-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 28-30 травня 2024

р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків : НТУ "ХПІ" ; Київ, 2024. – С. 103-105

2. Мезенцева І. О. Тенденції професійних захворювань у працівників ливарних цехів / І. О. Мезенцева, Н. С. Євтушенко, О. Г. Мартиненко // Литво. Металургія. 2024 : матеріали 20-ї Ювілейної Міжнар. наук.-практ. конф., 28-30 травня 2024 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2024. – С. 160-162..

3. Liu Yujun, Yevtushenko N.S. Rational risk management when issuing personal protective equipment at mechanical engineering enterprises. /Охорона праці: освіта і практика. Проблеми та перспективи розвитку охорони праці: Зб. наук. праць IV Всеукраїнської науково–практичної конференції викладачів та фахівців–практиків та XIV Всеукраїнської науково-практичної конференції курсантів, студентів, аспірантів та ад'юнктів. – Львів: ЛДУ БЖД, 2024. – 97-98 с.

4. Євтушенко Н. С. Аналіз умов праці працівників машинобудівних підприємств та стратегії для їх поліпшення / Н. С. Євтушенко, Н. Є. Твердохлебова // Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма 9-ї Всеукр. наук.-техн. конф. (м. Суми, 23-26 квітня 2024 р.) / редкол.: О. Г. Гусак, І. В. Павленко. – Суми : Сумський державний університет, 2024. – С. 186-187.

5. Yevtushenko N. S. Competences in the digital sphere of mechanical engineering specialists / Yevtushenko N. S., Vorobyov M. M. // Інформаційні технології у сучасному світі : матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобувачів вищої освіти і молодих вчених, 22 квітня 2024 р., м. Харків / Державний біотехнологічний ун-т. – Харків : ДБТУ, 2024. – С. 262-263.

6. Н.С. Євтушенко, Н.Є. Твердохлебова. Функціонування систем менеджменту охорони праці в металургійній галузі // Матеріали XIX Міжнародної науково-практичної конференції (10-12 жовтня 2023 р., м. Харків-м. Київ). – Харків, НТУ «ХПІ». – с.95-98

7. N.S. Yevtushenko Analysis of the impact of hazardous substances that appear during the foundry process on working conditions and the environment / N. S. Yevtushenko, I. O. Mezentseva, O. I. Ponomarenko, S. M. Mezentsev // Литво. Металургія. 2024 – Харків : НТУ "ХПІ" ; Київ, 2024. – С. 97-100

8. Євтушенко Н. С. Професійна роль інженера з охорони праці у забезпеченні безпеки на робочому місці / Євтушенко Н. С., Мезенцев С. М. // Безпека людини у сучасних умовах : зб. доп. 16-ї Міжнар. наук.-метод. конф., 6-7 грудня 2024 р. – Харків : НТУ "ХПІ", 2024. – С. 72-74.

Н.С. Євтушенко, О.І. Пономаренко, В.О.Василець

Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут",
Україна, м. Харків

РОЛЬ СТОХАСТИЧНИХ ФАКТОРІВ У ЗАБЕЗПЕЧЕННІ СТАБІЛЬНОЇ ЯКОСТІ ЛИ- ВАРНОЇ ПРОДУКЦІЇ

У сучасних умовах підвищення вимог до якості ливарної продукції особливого значення набуває врахування стохастичних характеристик технологічних процесів. Коливання параметрів, що виникають під впливом як внутрішніх, так і зовнішніх чинників, безпосередньо впливають на якість виливків. Надійне управління якістю можливе лише за умови кількісного аналізу закономірностей розсіювання параметрів як у процесі лиття, так і в кінцевих властивостях продукції. У ході роботи розглянуто стохастичні особливості різних етапів ливарного виробництва — формування, заливання, кристалізації та охолодження [1]. Встановлено, що більшість технологічних параметрів піддаються випадковим коливанням, зумовленим нестабільністю режимів, неоднорідністю матеріалів та впливом людського чинника. Це унеможливорює використання лише детермінованих методів під час оцінювання якості і потребує застосування математичного апарату теорії ймовірностей і статистики.

Для аналізу емпіричних розподілів параметрів було використано універсальні системи функцій розподілу випадкових величин — розподіли Пірсона та Джонсона, які відзначаються високою гнучкістю та здатністю описувати широкий спектр форм. Особливу увагу приділено розподілу Джонсона типу S_b , який продемонстрував найвищу точність апроксимації даних, отриманих у ході виробничо-технологічних спостережень. Використання цієї моделі дало змогу ефективно враховувати асиметрію та обмеженість діапазонів параметрів, що є характерним для ливарних процесів. Чисельні експерименти, виконані на основі реальних виробничих даних, підтвердили доцільність застосування розподілів Джонсона для опису стохастичної поведінки таких параметрів, як температура металу під час заливання, швидкість заливання, міцність формувальної суміші та геометричні відхилення виливків [2]. Обчислення числових характеристик, побудова гістограм і підбір параметрів розподілів здійснювалися з використанням методів найменших квадратів і максимального правдоподібності. Аналіз показав, що саме розподіл Джонсона типу S_b забезпечує найбільш повний і точний опис варіацій параметрів, а також може бути легко інтегрований у системи статистичного

управління якістю (SPC). Це створює підґрунтя для автоматизованого контролю за процесами, дає змогу оперативно виявляти відхилення та приймати коригувальні дії, що сприяє зниженню рівня браку та підвищенню стабільності виробництва. Додатково розглянуто можливість застосування запропонованого підходу для класифікації ливарних процесів за ступенем стохастичності [3]. Така класифікація дозволяє розробляти гнучкі стратегії управління, орієнтовані на особливості конкретної дільниці або типу продукції. Виокремлення процесів з високим рівнем невизначеності дає змогу зосередити зусилля на їх стабілізації та посиленні контролю. Розроблені моделі та підходи можуть бути використані в межах цифрових виробничих платформ і систем предиктивної аналітики, спрямованих на прогнозування якості та автоматичне коригування параметрів у реальному часі. Це особливо актуально під час переходу до концепцій розумного виробництва та Індустрії 4.0, де необхідна висока адаптивність технологічних рішень.

Таким чином, результати проведеного дослідження підтверджують, що стохастичне моделювання параметрів ливарних процесів є необхідним елементом під час побудови надійних і ефективних систем управління якістю. Використання розподілу Джонсона типу Sb забезпечує точний опис емпіричних даних, що робить його перспективним інструментом у практиці сучасного ливарного виробництва.

Література

1. OI Ponomarenko, SD Yevtushenko, NS Yevtushenko, TV Berlizieva, MM Vorobiov. Robust methods for controlling casting processes and the quality of castings. /4th International Conference on Sustainable Futures: Environmental, Technological, Social and Economic Matters (ICSF-2023) 22/05/2023 - 26/05/2023 Kryvyi Rih, Ukraine, 2023 IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci. 1254 012007
DOI 10.1088/1755-1315/1254/1/012007..

2. Євтушенко С. Д. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // IX міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» /— Краматорськ : ДДМА, 2023. — С. 49-51.

3. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкrapлення і гази у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. / відп. ред. В. Г. Іванов ; Нац. ун-т "Запорізька політехніка". — Запоріжжя, 2025. — С. 122-124.

Є.Д. Євтушенко, О.І. Пономаренко, М.Й.Заполовський

Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут",
Україна, м. Харків

ПОЄДНАННЯ 3D ТЕХНОЛОГІЙ ТА ІТ У ЛИВАРНІЙ СПРАВІ

У сучасних умовах стрімкого розвитку промисловості ливарне виробництво активно впроваджує передові технології, зокрема 3D-друк та інформаційні системи. Це дозволяє не лише оптимізувати традиційні процеси, а й підвищити конкурентоспроможність підприємств за рахунок швидкості, гнучкості й точності виготовлення продукції [1].

Використання 3D-технологій у ливарному виробництві відкриває нові можливості для підвищення ефективності та якості продукції. Завдяки 3D-друку значно скорочується час виготовлення моделей, що дозволяє швидко переходити від ідеї до готового виробу. Висока точність та деталізація, які забезпечує цифрове моделювання, зменшують ризик виробничих дефектів і підвищують якість виливків. 3D-технології дозволяють створювати складні геометричні форми, які важко або неможливо виготовити традиційними способами [2]. Це розширює конструктивні можливості та сприяє інноваціям у дизайні. Інтеграція комп'ютерного моделювання в процес лиття забезпечує точніше прогнозування теплових і динамічних процесів, що покращує контроль над якістю виробу. Використання адитивних технологій дозволяє економити матеріали, оскільки виключається потреба в зайвій обробці або виготовленні додаткової оснастки. Виробники отримують можливість швидко вносити зміни до конструкції без значних фінансових витрат. 3D-друк також сприяє зниженню витрат на зберігання, адже фізичні моделі можна замінити цифровими файлами. Завдяки цим технологіям стає можливим створення індивідуалізованих або малосерійних замовлень без втрати економічної доцільності. Загалом 3D-технології трансформують ливарне виробництво, роблячи його гнучкішим, точнішим і більш пристосованим до сучасних вимог ринку [3].

Інформаційні технології відіграють ключову роль у цифровій трансформації ливарного виробництва. Вони забезпечують ефективну взаємодію між етапами проектування, моделювання та виготовлення, створюючи єдиний інформаційний простір для всіх учасників процесу. Завдяки цьому зменшуються помилки, пов'язані з передачею даних, а також прискорюється прийняття технічних рішень. Сучасні CAD/CAM/CAE-си-

стеми дають змогу детально проєктувати форми, обробляти дані та проводити симуляцію технологічних процесів ще до початку фізичного виготовлення. Це дозволяє виявляти потенційні проблеми на етапі проєктування та вносити корективи без витрат на дорогі експериментальні виливки. Інформаційні технології дозволяють створювати цифрові двійники виробів — віртуальні копії, які точно повторюють характеристики майбутнього виробу. Завдяки цьому можна тестувати поведінку конструкції в різних умовах і оптимізувати її до реального виробництва. Такий підхід значно підвищує надійність та продуктивність процесу [4-5].

Системи моніторингу й збору даних у реальному часі забезпечують контроль якості на всіх етапах виробництва. ІТ-рішення дають змогу автоматично фіксувати параметри процесу лиття, аналізувати їх і швидко реагувати на відхилення. Це суттєво зменшує брак і сприяє стабільності виробничих процесів [6]. Інтеграція ІТ у ливарне виробництво сприяє автоматизації управління технологічними процесами. Сучасне програмне забезпечення дозволяє створювати інтелектуальні системи керування, які самостійно оптимізують режими роботи обладнання з урахуванням змін у матеріалі чи навколишньому середовищі [7]. ІТ також підтримують розвиток концепції "розумного виробництва" (Smart Manufacturing), де все обладнання, моделі й технології з'єднані в єдину цифрову систему. Це дозволяє адаптувати виробництво до конкретних замовлень, підвищити гнучкість і зменшити втрати часу та ресурсів.

Синергія 3D-технологій та інформаційних систем стає основою для створення високотехнологічного ливарного виробництва нового покоління. Вона дозволяє досягати більшої точності, мінімізувати втрати, оперативно адаптуватися до потреб ринку та відкривати нові горизонти для інженерного розвитку і технологічного лідерства.

Література

1. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкrapлення і гази у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. — Запоріжжя, 2025. — С. 122-124

2. Ponomarenko, O.; Yevtushenko, N.; Berladir, K.; Zapolovskyi, M.; Krmela, J.; Krmelová, V.; Artyukhov, A. Modeling and Optimization of Properties of the Environmentally Clean Molds Based on Oligofurfuryloxysiloxanes for the Production the Metal Castings. *Polymers* 2022, 14, 1883.

3. Olga Ponomarenko, Nataliia Yevtushenko, Tatiana Lysenko, Vitalii Voronets, Stepan Yevtushenko, Pavlo Shelepko & Mikhailo Vorobyov. Operation Control of Melting

Furnaces in Foundry Workshops Using Simulation Models. In: Ciobotă, D.D. (eds) International Conference on Reliable Systems Engineering (ICoRSE) - 2024. ICoRSE 2024. Lecture Notes in Networks and Systems, vol 1129. Springer, Cham.

4. OI Ponomarenko, SD Yevtushenko, NS Yevtushenko, TV Berlizieva, MM Vorobiov. Robust methods for controlling casting processes and the quality of castings. /4th International Conference on Sustainable Futures: Environmental, Technological, Social and Economic Matters (ICSF-2023) 22/05/2023 - 26/05/2023 Kryvyi Rih, Ukraine, 2023 IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci. 1254 012007
DOI 10.1088/1755-1315/1254/1/012007

5. Євтушенко С. Д. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // IX міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» /— Краматорськ : ДДМА, 2023. — С. 49-51.

6. Пономаренко О. І., Радченко О. О., Євтушенко Н. С. Системний підхід до вирішення інженерної проблеми зниження газонасиченості сталі // Нові технології в машинобудуванні : матеріали тридцять четвертої Всеукр. конф., 4-7 вересня 2024, Харків, Україна : зб. наук. праць / Національний аерокосмічний університет ім. М. Є. Жуковського "ХАІ". — Харків : ХАІ, 2024. — С. 51-53.

7. Yevtushenko N. S. Competences in the digital sphere of mechanical engineering specialists / Yevtushenko N. S., Vorobyov M. M. // Інформаційні технології у сучасному світі : матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобувачів вищої освіти і молодих вчених, 22 квітня 2024 р., м. Харків / Державний біотехнологічний ун-т. — Харків : ДБТУ, 2024. — С. 262-263

Н.С. Євтушенко, Є.О. Семенов

Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут",
Україна, м. Харків

ЕКОБЕЗПЕКА В УМОВАХ ЛИВАРНОГО ЦЕХУ

Ливарне виробництво є невід'ємною частиною машинобудування та металургії, яка забезпечує виготовлення деталей зі складною геометрією для автомобільної, авіаційної, енергетичної та інших галузей. Однак одночасно з технічними перевагами, цей процес має істотний вплив на навколишнє середовище .

Основними джерелами забруднення в ливарному виробництві є пил, газоподібні викиди, шум, а також відходи твердого типу, що утворюються під час приготування форм, плавлення металу та очищення готових виробів. Під час плавлення металів у вагранках, індукційних або дугових печах в атмосферу викидаються оксиди вуглецю, сірки, азоту, а також важкі метали, зокрема свинець, кадмій, марганець. Ці речовини є токсичними та можуть викликати серйозні порушення у здоров'ї людини. Крім газів, велика кількість пилу утворюється при приготуванні формувальних і стрижневих сумішей. Пил із кварцового піску, який використовується в ливарному виробництві, може викликати захворювання дихальних шляхів, зокрема силікоз. Серйозною проблемою є також відпрацьовані формувальні суміші, які часто містять токсичні компоненти [1]. Їх неправильне зберігання або захоронення може призвести до забруднення ґрунтів і підземних вод.

Відходи виробництва, як-от металеві шлаки, використовуються не завжди ефективно. У багатьох випадках вони накопичуються на звалищах, займаючи великі площі та становлячи потенційну загрозу навколишньому середовищу. Щоб зменшити негативний вплив ливарного виробництва на довкілля, необхідно впроваджувати сучасні технології очищення газів, фільтрації пилу та переробки твердих відходів [2]. Це дозволить знизити рівень забруднення повітря та мінімізувати витрати на утилізацію . Очищення викидних газів може здійснюватися за допомогою електрофільтрів, мокрих скрубєрів або рукавних фільтрів. Кожен із цих методів має свої переваги залежно від типу печі та складу викидів [3]. Рациональне використання ресурсів також передбачає повторне використання формувальних сумішей після відповідної регенерації [4]. Це

зменшує кількість відходів і потребу в новій сировині. Серед новітніх підходів — використання екологічно безпечних зв'язувальних матеріалів, які не виділяють токсичних речовин при нагріванні.

Також активно впроваджуються автоматизовані системи контролю за викидами. Крім технічних рішень, важливою складовою екологічної безпеки є дотримання законодавчих норм та екологічного моніторингу. Підприємства повинні регулярно звітувати про рівень своїх викидів і вживати заходів у разі перевищення допустимих меж [5]. Слід також зазначити, що екологічна модернізація виробництва потребує значних інвестицій, але в довгостроковій перспективі вона забезпечує економічні вигоди — зниження штрафів, покращення іміджу підприємства та підвищення якості продукції [6]. Важливу роль у зниженні негативного впливу відіграє підготовка кваліфікованих кадрів, які розуміють значення екологічної безпеки та володіють сучасними технологіями виробництва.

Наукові дослідження у сфері екології ливарного виробництва дозволяють розробляти інноваційні рішення, спрямовані на мінімізацію шкоди навколишньому середовищу та ефективне використання ресурсів.

Отже, екологізація ливарного виробництва є важливим напрямом розвитку промисловості. Вона потребує комплексного підходу — від удосконалення технологій до екологічного виховання працівників та ефективного управління відходами.

Література

1. Євтушенко Н.С., Семенов Є.О., Мезенцева І.О. Забезпечення безпеки праці та екологічного менеджменту на промислових підприємствах / Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я: тези доповідей XXX міжнар. наук.-практ. конференції MicroCAD-2022. – Харків: НТУ "ХПІ", 2022. – С. 244.

2. Ponomarenko, O.; Yevtushenko, N.; Berladir, K.; Zapolovskyi, M.; Krmela, J.; Krmelová, V.; Artyukhov, A. Modeling and Optimization of Properties of the Environmentally Clean Molds Based on Oligofurfuryloxysiloxanes for the Production the Metal Castings. *Polymers* 2022, 14, 1883.(SCOPUS)

3. Євтушенко Н. С. Охорона праці в рамках безпеки в машинобудуванні] / Євтушенко Н. С., Семенов Є. О. // Безпека людини у сучасних умовах : зб. доп. 16-ї Міжнар. наук.-метод. конф., 6-7 грудня 2024 р. = Human safety in modern conditions : coll. of 16th Intern. Sci. and Methodological Conf., December 6-7, 2024 – Харків : НТУ "ХПІ", 2024. – С. 101-103.

4. Сухенко О.В., Євтушенко Н.С. Аспекти екологічного виховання здобувачів освіти технічних спеціальностей. /Охорона довкілля, використання природних ресурсів та забезпечення екологічної безпеки. Збірник матеріалів III Всеукраїнської науково-практичної конференції - Запоріжжя : Видавництво «Просвіта», 2024, 326 -329 с.

5. Євтушенко Н. С. Аналіз умов праці працівників машинобудівних підприємств та стратегії для їх поліпшення / Н. С. Євтушенко, Н. Є. Твердохлебова // Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма 9-ї Всеукр. наук.-техн. конф. – Суми : Сумський державний університет, 2024. – С. 186-187.

6. Твердохлебова Н. Є. Регіональні аспекти управління екологічною безпекою в умовах сталого розвитку / Н. Є. Твердохлебова, Н. С. Євтушенко // Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма 9-ї Всеукр. наук.-техн. конф. – Суми : Сумський державний університет, 2024. – С. 176-177.

УДК 621.74.04

Н.С. Євтушенко

Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут",
Україна, м. Харків

ПРАКТИЧНИЙ ПІДХІД ДО ОХОРОНИ ПРАЦІ В ЛИВАРНОМУ ЦЕХУ

Охорона праці на ливарному виробництві відіграє ключову роль у забезпеченні безпеки працівників і безперебійної роботи підприємства. Ливарний цех — це зона підвищеної небезпеки, де поєднуються високі температури, важке обладнання, вплив хімічних речовин і ручна праця. Працівники піддаються ризику опіків при контакті з розплавленим металом, травм під час роботи з формами й заготовками, а також хронічним захворюванням через вплив пилу та газів. Тому грамотна організація охорони праці є невід’ємною частиною виробничого процесу [1].

На кожному етапі ливарного виробництва — від підготовки форм і плавлення металу до заливання та охолодження виливків — мають суворо дотримуватись інструкції з техніки безпеки. Персонал зобов’язаний проходити регулярний інструктаж, починаючи з вступного й закінчуючи цільовим — у разі виконання нестандартних робіт [2]. Увесь обслуговуючий і виробничий персонал повинен бути забезпечений сертифікованими засобами індивідуального захисту: термостійким одягом, окулярами, рукави-

цями, взуттям із посиленням носком, захисними щитками та касками. Використання таких засобів мінімізує наслідки при випадковому контакті з розпеченим металом або гарячим обладнанням.

Одним із ключових аспектів охорони праці є технічний стан обладнання. Усі печі, крани, підймальні механізми, транспортні засоби й вентиляційні установки мають регулярно перевірятись і обслуговуватись. Робота на несправній техніці неприпустима, адже це може призвести до нещасних випадків. Велике значення має й організація робочого простору: чистота проходів, справність освітлення, наявність огорожень у небезпечних зонах і чітке маркування ділянок із підвищеною температурою [3]. Також важливо дотримуватись температурного режиму в приміщеннях, особливо влітку, коли перегрів може спричинити втому й зниження уважності персоналу.

Промислова вентиляція відіграє важливу роль у захисті від шкідливих випарів, що виникають під час плавлення металів і згоряння зв'язувальних матеріалів. Сучасні ливарні виробництва оснащуються аспіраційними системами, які дають змогу видаляти пил і гази безпосередньо біля джерела їх утворення. Це знижує забруднення повітря в робочій зоні й зменшує ризик виникнення професійних захворювань дихальних шляхів [4]. Крім того, працівники регулярно проходять медичні огляди, які дають змогу виявити перші ознаки профзахворювань і вчасно вжити профілактичних заходів.

Не менш важливою є й виробнича культура, за якої кожен працівник усвідомлює свою особисту відповідальність за дотримання правил безпеки — не лише заради себе, а й заради колег. Створення безпечних умов праці вимагає системного підходу: від проектування ливарної ділянки до постійного контролю за виконанням усіх вимог охорони праці [5]. Ефективність цієї системи можлива лише за активної участі керівництва, інженерно-технічного персоналу та самих робітників.

Таким чином, охорона праці на ливарному виробництві — це не формальність, а життєво важлива частина технологічного процесу. Від її рівня безпосередньо залежать здоров'я працівників, виробничі показники та репутація підприємства. Постійне вдосконалення умов праці, впровадження новітніх технологій безпеки й навчання персоналу є запорукою стабільної та безпечної роботи ливарного виробництва.

У ливарному виробництві особливо важливу роль відіграє правильна організація аварійної готовності [6]. На кожному підприємстві мають бути розроблені й доведені до відома персоналу плани дій у разі пожежі, витоку шкідливих речовин або травмування працівника. Усі працівники повинні знати місця розташування засобів поже-

жогасіння, евакуаційних виходів, аптечок і пунктів першої допомоги. Проведення регулярних навчальних евакуацій та тренувань допомагає швидко реагувати на надзвичайні ситуації.

Також важливо звертати увагу на психологічний клімат у колективі. Напружена атмосфера, надмірні фізичні навантаження, відсутність відпочинку можуть призводити до втоми, неуважності й, як наслідок, до нещасних випадків. Забезпечення змінного графіку роботи, можливості для відпочинку й своєчасної ротації працівників на менш небезпечні ділянки дозволяє знизити рівень виробничого травматизму.

Сучасні технології дають змогу впроваджувати системи моніторингу стану працівників і виробничого середовища в режимі реального часу [7]. Наприклад, датчики температури, рівня газів і пилу, в поєднанні з автоматизованими системами контролю, дають можливість оперативно виявляти порушення й запобігати аваріям. Використання цифрових платформ також дозволяє фіксувати проходження інструктажів і медоглядів, формувати звіти та підвищувати загальний рівень контролю охорони праці [8].

У результаті, ефективна система охорони праці в ливарному виробництві не лише забезпечує безпечні умови праці, а й сприяє підвищенню продуктивності, зменшенню втрат через нещасні випадки, формує позитивний імідж підприємства. Інвестування в безпеку — це інвестування в стабільне майбутнє виробництва та збереження найціннішого ресурсу — людського життя.

Література

1. Yevtushenko N. S. Methods for assessing incidence in foundry employees: subjective and objective approaches / N. S. Yevtushenko, N. Ye. Tverdokhliebova // Литво. Металургія. 2024 : матеріали 20-ї, 13-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 28-30 травня 2024 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків : НТУ "ХПІ" ; Київ, 2024. – С. 103-105
2. Sukhenko O. V. Modern aspects of teaching academic disciplines in the direction of "Civil security" / Sukhenko O. V. , Yevtushenko N. S. // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я = Information technologies: science, engineering, technology, education, health : тези доп. 32-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD–2024, – Харків : НТУ "ХПІ", 2024. – С. 390.
3. Liu Yujun, Yevtushenko N.S. Rational risk management when issuing personal protective equipment at mechanical engineering enterprises. /Охорона праці: освіта і

практика. Проблеми та перспективи розвитку охорони праці: Зб. наук. праць IV Всеукраїнської науково–практичної конференції викладачів та фахівців–практиків та XIV Всеукраїнської науково-практичної конференції курсантів, студентів, аспірантів та ад'юнктів. – Львів: ЛДУ БЖД, 2024. – 97-98 с.

4. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкrapлення і гази у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. / відп. ред. В. Г. Іванов ; Нац. ун-т "Запорізька політехніка". – Запоріжжя, 2025. – С. 122-124.

5. Yevtushenko N. S. Competences in the digital sphere of mechanical engineering specialists / Yevtushenko N. S., Vorobyov M. M. // Інформаційні технології у сучасному світі : матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобувачів вищої освіти і молодих вчених, 22 квітня 2024 р., м. Харків / Державний біотехнологічний ун-т. – Харків : ДБТУ, 2024. – С. 262-263.

6. Н.С. Євтушенко, Н.Є. Твердохлебова. Функціонування систем менеджменту охорони праці в металургійній галузі // Матеріали XIX Міжнародної науково-практичної конференції (10-12 жовтня 2023 р., м. Харків-м. Київ). – Харків, НТУ «ХПІ». – с.95-98

7. N.S. Yevtushenko Analysis of the impact of hazardous substances that appear during the foundry process on working conditions and the environment / N. S. Yevtushenko, I. O. Mezentsseva, O. I. Ponomarenko, S. M. Mezentssev // Литво. Металургія. 2024 – Харків : НТУ "ХПІ" ; Київ, 2024. – С. 97-100

8. Євтушенко Н. С. Професійна роль інженера з охорони праці у забезпеченні безпеки на робочому місці / Євтушенко Н. С., Мезенцев С. М. // Безпека людини у сучасних умовах : зб. доп. 16-ї Міжнар. наук.-метод. конф., 6-7 грудня 2024 р. – Харків : НТУ "ХПІ", 2024. – С. 72-74.

М.І. Замятін¹, В.М. Замятін²

¹Національний університет «Одеська політехніка»

²Коледж зв'язку та інформатизації Одеської національної академії зв'язку ім. О.С. Попова

ВИГОТОВЛЕННЯ ЕЛЕКТРОПРОВІДНОЇ МОДЕЛІ З СИЛІКОНОВОЇ ГУМИ ДЛЯ ЕЛЕКТРОФОРЕТИЧНОГО ФОРМУВАННЯ

Електрофоретичне формування – це метод осадження заряджених частинок із суспензії під впливом електричного поля для створення складних композитних структур, що застосовуються у ливарному виробництві. Технологія має значний потенціал, проте стикається з низкою серйозних технологічних проблем, що потребують оптимізації для забезпечення високої якості готової продукції.

Актуальності набуває питання отримання електропровідної моделі, виготовленої з неелектропровідних за своєю природою матеріалів. Електрофоретичне формування вимагає наявності електрично активної поверхні для ефективного осадження заряджених частинок, тому недостатня електропровідність може призвести до нерівномірного розподілу електричного поля та, як наслідок, до дефектів формування матеріалу. Для подолання цієї труднощі досліджуються різноманітні методи модифікації поверхні, такі як нанесення тонких провідних плівок або використання спеціальних добавок, що покращують електропровідність. Такі підходи дозволяють розширити сферу застосування технології й забезпечити успішне формування композитних матеріалів з нетипових для електрофоретичного процесу основ.

Як постійну або напівпостійну модель пропонується використовувати модель із силіконової гуми. Вона дозволяє отримувати моделі зі складною поверхнею та незначними зворотними ухилами.

Однак силіконова гума є неелектропровідною, що унеможлиблює її використання як моделі для електрофоретичного формування. Для вирішення цієї проблеми можна використовувати два підходи: створення на поверхні моделі тонкого електропровідного шару або додавання до складу гуми електропровідних порошків, щоб зробити всю гуму електропровідною.

При створенні на поверхні моделі електропровідного шару необхідно після кожного формоутворення та вилучення моделі з оболонки проводити відновлення елек-

тропровідного шару. Щоб уникнути цієї проблеми, можна рекомендувати використовувати для створення електропровідної моделі додавання до силіконової гуми електропровідних матеріалів (порошків металів і графіту).

Технологія отримання електропровідної силіконової гуми буде такою. До силіконової гуми додається необхідна кількість електропровідного порошкового матеріалу, після чого суміш ретельно перемішується. Додавання більше ніж 50% порошкового матеріалу може призвести до крихкості гуми, що зробить її менш придатною для отримання форм зі складною поверхнею. Потім до отриманої суміші додаємо каталізатор, знову ретельно перемішуємо, вакуумуємо протягом 2 хвилин і заливаємо у форму. За потреби, коли поверхня моделі складна, необхідно провести ще одне вакуумування вже із залитою формою, щоб видалити з форми бульбашки повітря та отримати якісніший відбиток. Під час вакуумування слід враховувати, що силіконова гума може збільшувати свій об'єм до 800%. Залежно від марки силіконової гуми, витримують від 6 до 24 годин. Потім форму розбирають та модель вилучають. Отримані моделі можна використовувати багаторазово без додаткового обслуговування.

УДК 621.74:671.1

М.І. Замятін¹, В.М. Замятін², Є.С. Єфімець¹

¹Національний університет «Одеська політехніка»

²Коледж зв'язку та інформатизації Одеської національної академії зв'язку
ім. О.С. Попова

ТЕХНОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ ЛИТТЯ З КАМІННЯМ У ЮВЕЛІРНІЙ СПРАВІ

Лиття з камінням є високотехнологічним процесом, що вимагає глибокого розуміння матеріалознавства та ювелірної технології. Цей метод дозволяє не лише створювати унікальні ювелірні вироби, але й значно скорочує час та витрати на подальше закріплення каміння. Він особливо актуальний для складних геометричних форм та дизайнів, де традиційні методи закріплення каміння виявляються неефективними або неможливими [1].

Технологічні аспекти лиття з камінням

Процес лиття з камінням включає кілька критично важливих етапів, кожен з яких вимагає високої точності та контролю:

1. Цифрове моделювання та прототипування: Сучасні технології 3D-моделювання та швидкого прототипування дозволяють створювати складні воскові моделі з

високою точністю. Цифрове моделювання дозволяє оптимізувати дизайн та розташування каміння, а 3D-друк воскових моделей забезпечує високу деталізацію [2].

2. Вибір та підготовка каміння: Не все каміння підходить для лиття, і його вибір залежить від термостійкості, твердості та хімічної стабільності. Каміння повинно бути ретельно очищене та підготовлене до процесу лиття, щоб уникнути пошкоджень.

3. Інноваційні методи закріплення каміння у воскову модель: Крім традиційних восків та клеїв, розробляються нові методи закріплення каміння, такі як використання спеціальних термостійких полімерів та керамічних матеріалів. Ці матеріали забезпечують більш надійну фіксацію каміння та витримують високі температури лиття [3].

4. Розробка ливарних форм з урахуванням особливостей каміння: Ливарні форми повинні бути розроблені з урахуванням теплового розширення каміння та сплавів, щоб уникнути тріщин та деформацій. Сучасні ливарні форми виготовляються з високотемпературних керамічних матеріалів, здатних витримувати екстремальні умови лиття [4].

5. Формувальні суміші:

Формувальні суміші відіграють ключову роль у процесі лиття, забезпечуючи створення точної копії воскової моделі. Вони повинні мати високу термостійкість, газопроникність та хімічну інертність, щоб витримувати високі температури та не вступати в реакцію з розплавленим металом та камінням [10].

Основні компоненти формувальних сумішей включають вогнетривкі матеріали (наприклад, кварцовий пісок, оксид алюмінію), сполучні речовини (наприклад, гіпс, рідке скло) та модифікатори (наприклад, добавки, що покращують плинність та міцність суміші).

Вимоги до формувальних сумішей:

Висока термостійкість для запобігання руйнуванню форми при високих температурах.

Гарна газопроникність для відведення газів, що утворюються при заливанні металу.

Низька хімічна активність для запобігання взаємодії з металом та камінням.

Висока міцність для збереження форми при заливанні металу.

Дрібна зернистість для отримання гладкої поверхні виливки.

6. Контрольоване лиття та охолодження: Процес лиття повинен бути ретельно контрольованим, щоб забезпечити рівномірне заповнення форми та мінімізувати

термічний удар на каміння. Розробляються нові методи контрольованого охолодження, які дозволяють знизити ризик пошкодження каміння та покращити якість лиття [5].

7. Постобробка та фінішна обробка: Після лиття ювелірні вироби проходять ретельну постобробку, включаючи очищення, шліфування та полірування. Сучасні методи фінішної обробки, такі як електрополірування та плазмове напилення, дозволяють покращити якість поверхні та надати виробам бажаний зовнішній вигляд [6].

Матеріали та їх властивості

Вибір матеріалів для лиття з камінням залежить від їх термічних та механічних властивостей:

Благородні метали: Золото, срібло та платина залишаються основними матеріалами для ювелірного лиття. Розробляються нові сплави з покращеними властивостями, такими як підвищена плинність та низька температура плавлення, що дозволяє використовувати ширший спектр каміння [7].

Альтернативні матеріали: Останніми роками спостерігається зростання інтересу до альтернативних матеріалів, таких як титан та тантал, які мають високу міцність та біосумісність. Розробляються нові методи лиття цих матеріалів з камінням, що відкриває нові можливості для ювелірного дизайну [8].

Синтетичні камені: Синтетичні камені, такі як кубічний цирконій та муасаніт, стають все більш популярними в ювелірному литті завдяки їх термостійкості та доступності. Розробляються нові методи синтезу каміння з покращеними властивостями, що дозволяє розширити їх застосування в ювелірній справі [9].

Висновки

Лиття з камінням є перспективним напрямком у ювелірній справі, що поєднує досягнення матеріалознавства та ювелірних технологій. Застосування цифрового моделювання та швидкого прототипування дозволяє створювати складні та точні воскові моделі, оптимізуючи дизайн та розташування каміння. Вибір термостійких та хімічно стабільних каменів, а також розробка інноваційних методів їх закріплення у восковій моделі є ключовими для успішного лиття. Спеціально розроблені ливарні форми з високотемпературних керамічних матеріалів та формувальні суміші з високою термостійкістю, газопроникністю та хімічною інертністю забезпечують отримання якісних виливків без пошкодження каміння. Контрольовані процеси лиття та охолодження мінімізують термічний удар на каміння, а сучасні методи постобробки покращують якість поверхні готових виробів.

Використання нових сплавів благородних металів з покращеними ливарними властивостями, а також дослідження можливостей застосування альтернативних матеріалів, таких як титан та тантал, розширюють спектр матеріалів для лиття з камінням. Зростаюча популярність термостійких синтетичних каменів також відкриває нові горизонти для ювелірного дизайну.

Таким чином, лиття з камінням є ефективним методом створення складних ювелірних виробів, що дозволяє оптимізувати виробничий процес та розширити дизайнерські можливості. Подальший розвиток технологій моделювання, матеріалознавства та ливарних процесів сприятиме ще ширшому впровадженню цього методу в ювелірну практику.

Список використаних джерел

1. Маккарті, С. Виготовлення ювелірних виробів: повний курс для початківців \[Jewellery making: a complete course for beginners] / С. Маккарті. — Search Press, 2010. — \[англійською].
2. Гібсон, І. Технології адитивного виробництва: 3D-друк, швидке прототипування та пряме цифрове виробництво \[Additive manufacturing technologies: 3D printing, rapid prototyping, and direct digital manufacturing] / І. Гібсон, Д. В. Розен, Б. Стакер. — Springer, 2015. — \[англійською].
3. Ешбі, М. Ф. Інженерні матеріали 1: введення в їх властивості та застосування \[Engineering materials 1: an introduction to their properties and applications] / М. Ф. Ешбі, Д. Р. Х. Джонс. — Butterworth-Heinemann, 2012. — \[англійською].
4. Кінгепі, В. Д. Введення в кераміку \[Introduction to ceramics] / В. Д. Кінгепі, Х. К. Боуен, Д. Р. Ульманн. — Wiley, 1976. — \[англійською].
5. Флемінгс, М. С. Обробка затвердіння \[Solidification processing] / М. С. Флемінгс. — McGraw-Hill, 1974. — \[англійською].
6. Бут, С. Л. Точне лиття \[Precision casting] / С. Л. Бут. — Pergamon Press, 1975. — \[англійською].
7. Рапсон, В. С. Використання золота \[Gold usage] / В. С. Рапсон. — Academic Press, 1990. — \[англійською].
8. Доначі, М. Дж. Титан: технічний посібник \[Titanium: a technical guide] / М. Дж. Доначі. — ASM international, 2000. — \[англійською].
9. Нассау, К. Камені, створені людиною \[Gems made by man] / К. Нассау. — Chilton Book Co., 1980. — \[англійською].
10. Рід, Дж. С. Принципи обробки кераміки \[Principles of ceramics processing] / Дж. С. Рід. — Wiley, 1995. — \[англійською].

В. Г. Іванов¹, В. П. Каргинов²

¹Національний університет «Запорізька політехніка», Україна,

²ТОВ «НПП «СОЮЗ», Україна

ЕФЕКТИВНИЙ ФЛЮС «ЩИТ» ДЛЯ ПЛАВЛЕННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

В сучасні практики плавлення алюмінієвих сплавів використовують декілька видів флюсів:

- покривні - для захисту від окислення та поглинання водню;
- рафінувальні - для очищення розплаву від зважених неметалевих вкраплень та розчиненого водню;
- спеціальні (модифікувальні) – для підвищення фізико-механічних властивостей сплавів;
- універсальні – для виконання декількох функцій.

Передові європейські фірми, Höganäs AB (Швеція), ESKA Granules (Німеччина), Vesuvius/Foseco (Велика Британія) та інші, можуть постачати флюси у різному вигляді: гранульованому, порошковому, пресованому (таблетки), рідкому (розчини або емульсії) або навіть в поєднанні з інертними газами. Склад флюсів і їх форма залежить від їх призначення, виду алюмінієвого сплаву (ливарний, або що деформується), його хімічного складу, умов плавки, заливки та обробки розплаву тощо. Вартість таких флюсів коливається в межах 5...15 євро за кг. Крім того, флюси для плавлення алюмінію містять, як правило, хлористі солі лужних і лужноземельних матеріалів, а також інші добавки - фтористі солі калію, натрію, кріоліт, плавиковий шпат та ін. Наявність хлоридів і фторидів може привести до утворення потенційно шкідливих випарів при плавці і чинити небезпеку обслуговуючому персоналу. Крім того, певні труднощі можуть виникати при утилізації використаних флюсів. Тому застосування ефективних, недорогих і безпечних флюсів є актуальною задачею для сучасного вітчизняного ливарного виробництва та кольорової металургії.

Найбільш поширеними при плавці алюмінієвих сплавів у індукційних печах є порошкові флюси, які додають, як правило, в два етапи: половину - на початку плавлення, а решту – після повного розплавлення шихти. Плівка флюсу на поверхні розплаву повинна залишатися недоторканою, якщо це можливо, до тих пір, поки розплав не буде готовий для проведення інших металургійних операцій – рафінування, модифікування чи дегазації.

НПП «Союз» пропонує для використання вітчизняну розробку під назвою «Щит» - покривно-рафінувальний флюс для алюмінієвого лиття універсального призначення, який задовольняє всім необхідним вимогам до таких матеріалів і не поступається імпортним аналогам. При плавленні в індукційних печах алюмінієвих сплавів він створює на поверхні розплаву захисний шар, що перешкоджає окисленню і газонасиченню, а також видаляє з розплаву газу і неметалеві вкраплення, дає змогу регенерувати метал з легковажних відходів (зокрема переплавляти стружку або дрібну висічку). Крім того, флюс добре відділяється від розплаву, добре скачується з металу і не містить хлорфтористих сполук, що розкладаються при температурах обробки розплаву.

Технологія використання флюсу відрізняється простотою та зручністю. Флюс засипається рівномірним шаром на поверхню розплавленого, доведеного за хімічним складом і температурою (не менш як 720 °C) металу у кількості 0,1...0,8% від його маси. Далі дають відстоятися 7...10 хвилин для утворення однорідної плівки. Потім за допомогою інструменту порушують суцільність флюсу та замішують його у глибину розплаву. Після чого знімають шлак, попередньо допускається віджимати шлак о стінки печі (ковша) для вилучення металу з нього. При проведенні металургійного переплаву стружки і дрібнодисперсних відходів допускається збільшення витрати флюсу до 1,0% від маси металу. Флюс можна використовувати як при плавленні технічного алюмінію (марок АО ... А85), так і різноманітних алюмінієвих сплавів (Al-Si; Al-Si-Cu; Al-Si-Mg). Норма витрати флюсу складає 0,1...1,0% від маси металу в залежності від виду шихтових матеріалів. Постачається флюс у фасованому порошкоподібному зручному для використання вигляді.

Флюс «Щит» пройшов промислове опробування на низці вітчизняних підприємств та показав свою ефективність, дозволив суттєво знизити або усунути утворення газових раковин, покращити якість поверхні виливків, їх товарного вигляду та підвищити конкурентоспроможність литих виробів з алюмінієвих сплавів.

Л.Х. Іванова, Є.В. Колотило

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ПОЛОВИНЧАСТИХ ЧАВУНІВ

Половинчасті чавуни є особливим класом чавунів, які знайшли застосування для виробництва зносо-термо-ударостійких виливків. Теорія і технологія модифікування рідкісноземельними металами (РЗМ) чавунів для таких великих виливків як прокатні валки дотепер не розроблена. Питання про вплив РЗМ на параметри кристалізації та структуроутворення половинчастих чавунів при різних швидкостях охолодження має велике теоретичне і практичне значення. Кафедрою ливарного виробництва УДУНТ у роботах [1-3] детально розглянуто питання порівняння структури та властивостей валкових чавунів, модифікованих комплексними модифікаторами, що містять рідкісноземельні метали, або магній.

Мета досліджень полягала у вивченні впливу швидкості охолодження дослідних модифікованих рідкісноземельними металами (РЗМ) валкових чавунів.

Вплив швидкості охолодження дослідних чавунів після розплавлення визначали методом диференціального термічного аналізу на установці моделі ВДТА-8М. Цей самий прилад використовували для дослідження впливу швидкості охолодження із аустеніто-графіто-цементитного стану на структуру чавунів. Зразки чавуну діаметром 5 мм і довжиною 7 мм разом з вольфрамовим еталоном в алундових тиглях розміщували у вольфрамовий термостат, нагрівали до 950 °С, витримували протягом 15 хв та охолоджували в автоматичному лінійному режимі. Швидкість нагрівання була 80°С/хв. Температуру зразків контролювали вольфрам-ренієвими термопарами за допомогою програмного устрою, що включав високоточний регулятор температури моделі ВРТ–3. Після розплавлення зразків як в середовищі гелію так і без захисту атмосфери охолодження проводили зі швидкістю 80 град/хв.

В результаті охолодження вихідного немодифікованого чавуну в структурі одержували в основному перлітну матрицю з 24...29% ледебуритної евтектики і карбідів заліза, а також 4...7% графітних включень пластинчастої форми. Модифікування розплавів РЗМ стимулювало кристалізацію аустеніту, температура початку виділення якого підвищувалась. Залежно від залишкових вмістів РЗМ одержували половинчасті

чавуни з вермикулярними і кулястими включеннями графіту, перлітною матрицею з різною дисперсністю та різними кількостями карбідної фази.

Аналіз абсолютних і диференціальних кривих охолодження показав, що половинчастий чавун з вермикулярною формою графіту не за усіма параметрами займає проміжне місце між чавунами з пластинчастою і кулястою формами графіту. Так, якщо тривалість евтектичної реакції мінімальною була у чавуну з пластинчастим графітом, а максимальною – у чавуну з кулястим графітом, то температура початку евтектичної кристалізації і температура евтектичного охолодження мінімальними були (за абсолютними значеннями) в чавуні з вермикулярним графітом, в той час як температура кінця евтектичної кристалізації мінімальною була у половинчастого чавуну з кулястим графітом.

Слід відмітити, що при охолодженні зі швидкістю 40 град/хв і менше дослідних чавунів одержували безкарбідні чавуни з пластинчастим, вермикулярним і кулястим графітом, за цього чавун з вермикулярним графітом за всіма дослідними параметрами займав проміжне положення. Більш низький рівень температур початку евтектичної кристалізації і евтектичного переохолодження зафіксований при затвердінні дослідних половинчастих чавунів з вермикулярним графітом викликав збільшення їх відбілювальної здатності, що виражалося у виділенні в їх структурі на 8...17% більше карбідної фази, ніж у чавунах з кулястим графітом, які містили більшу кількість РЗМ.

З урахуванням викладеного, а також високого рівня фізико-механічних і спеціальних властивостей половинчастого чавуну з вермикулярним графітом його рекомендовано для лиття прокатних валків, що працюють у режимі постійних теплових та циклічних навантажень.

Список літератури

1. *Белай, Г.Е.* Исследование влияния модифицирования на кристаллизацию чугуна, структуру и свойства листопрокатных валков: Автореф. дис.... канд. техн. наук: 05.323 / Белай Григорий Емельянович; Днепропетр. металлург. ин-т.– Днепропетровск, 1967.– 23 с.

2. *Колотило, Е.В.* Исследование и усовершенствование процессов производства листопрокатных валков из модифицированных чугунов: Автореф. дис.... канд. техн. наук: 05.16.04 / Колотило Евгений Викторович; Днепропетр. металлург. ин-т.– Днепропетровск, 1977.– 24 с.

3. Іванова, Л.Х. Теоретичні основи та практичні методи олержання литих прокатних валків із комплексномодифікованих чавунів: Автореф. дис.... д-ра техн. наук: 05.16.04 / Іванова Людмила Харитонівна; НМетАУ.— Дніпропетровськ, 2008.— 35 с

УДК 669.714.1

Д. В. Іванченко¹

¹НН ІМЗ ім. Є. О. Патона, КПІ імені Ігоря Сікорського, Київ

СУЧАСНИЙ СПОСІБ ВІДНОВЛЕННЯ ЦИРКОНІЮ ІЗ ЙОГО СПОЛУК У СЕРЕДОВИЩІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Для покращення, насамперед, механічних властивостей алюмінієвих сплавів використовуються технології легування, мікролегування, модифікування та рафінування сплавів від газів та небажаних домішок. Одним із елементів, який в залежності від його вмісту у сплаві, може виступати у якості як легуючого і модифікатора так і у якості елемента, що рафінує α -розчин від водню є цирконій. Цирконій є тугоплавким хімічним елементом, який вводять у розплав за допомогою способів, більшість з яких представлена на рис. 1 [1,2,3].

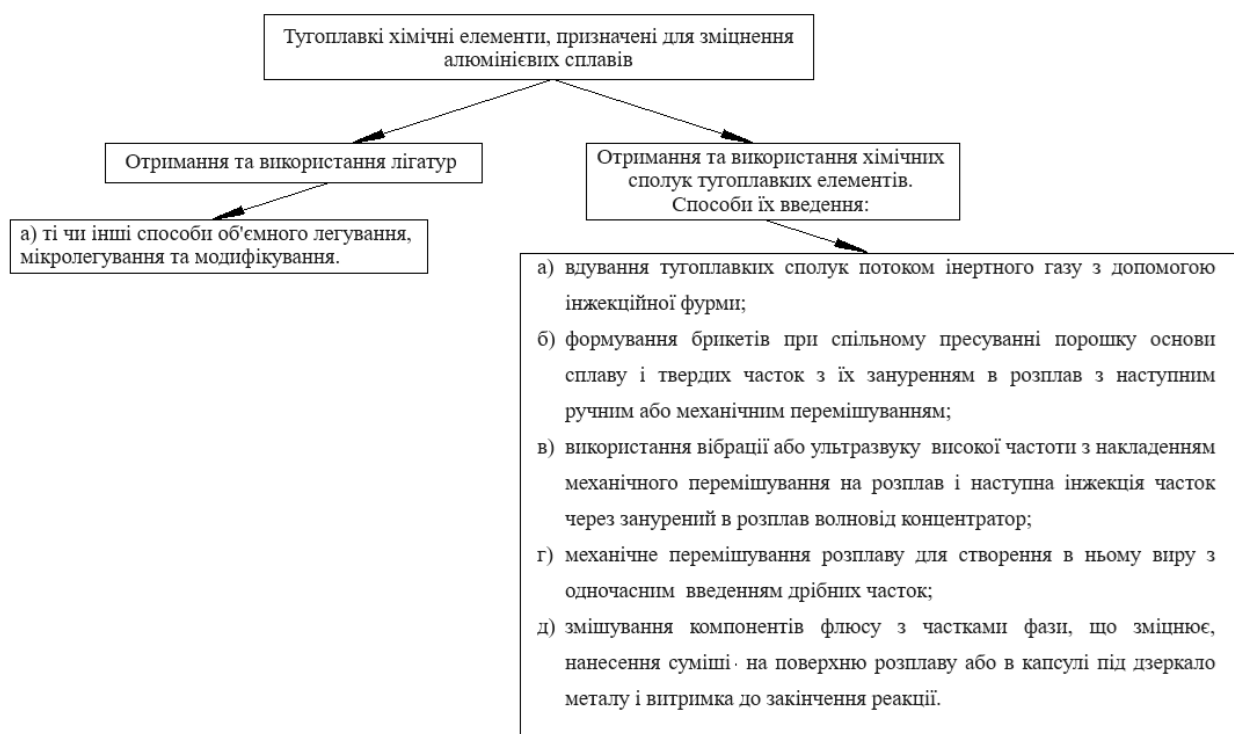


Рис. 1 – Основні напрямки зміцнення алюмінієвих ливарних сплавів цирконієм

Всі ці способи поділяються на дві головні групи: отримання та використання лігатури Al-Zr або використання тих чи інших сумішей, які вміщують у своєму складі сполуки цирконію, з наступним відновленням цирконію із цих сполук у середовищі алюмінію або сплавів на його основі.

Із існуючих в наш час способів отримання лігатури Al-Zr найкращими показниками володіє спосіб алюмотермічного відновлення цирконію із фторцирконата натрію, калію або літію, які утворюються в системах NaF-ZrF_4 , KF-ZrF_4 , LiF-ZrF_4 або у потрібних системах, що складаються із перелічених щойно фторидів [4,5]. Видобування цирконію у алюміній за допомогою цього способу складає 90...95 %.

Відомо, що при використанні лігатури Al-Zr, весь цирконій, який міститься у ній, переходить до алюмінієвого сплаву, проте не весь, таким чином переведений цирконій, виступає у якості зміцнювача. Значна його частина у лігатурі зв'язана у хімічну сполуку Al_3Zr , з температурою плавлення 1580°C , що технологічно вимагає наявності часу для розчинення у алюмінієвому розплаві усіх «голок» Al_3Zr та перегріву алюмінієвого розплаву до температури не менше 750°C .

Окрім того отримання лігатури складний і затратний процес що складається зі стадій представлених на рис.2.

З метою значного зменшення вартості процесу насичення алюмінієвих сплавів цирконієм та досягнення співставних з лігатурою результатів зміцнення алюмінієвих сплавів можна запропонувати використання тетрафториду та діоксиду цирконію, як сполук, що вміщують цирконій у своєму складі і є проміжними продуктами його отримання.

Одним із способів, за допомогою якого забезпечується відновлення цирконію із вищевказаних сполук, є використання технології брикету, яка полягає у наступному: в шаровий млин засипаються наважки порошків ZrF_4 та ZrO_2 у співвідношенні 0,33:1, магнію та суміші LiF та NaF у співвідношенні 2:1. Змішування здійснюється 24 години у присутності проміжної рідкої фази, яка не має здатності до окислення складових брикету, ацетону, а також за наявності тіл, що розмелюють, які виготовлені із алюмінієвого прутка. Після випаровування ацетону суміш пресується в брикети під тиском 600 Н/см^2 .

Отриманий вищевказаним чином брикет за допомогою дзвіночка завантажується під поверхню розплаву та витримується там до повного його розчинення у рідкому алюмінії.

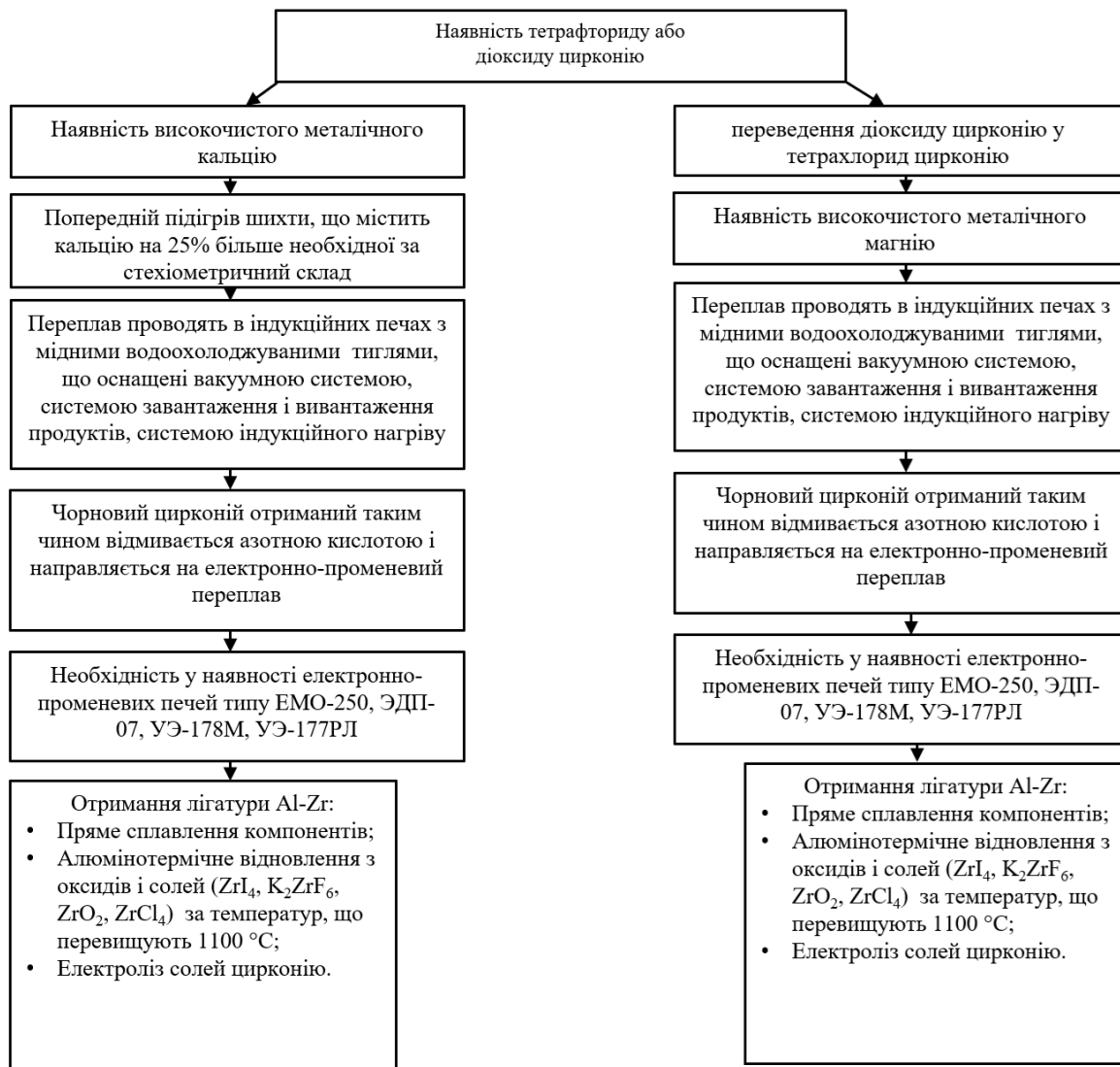


Рис. 2 – Схема основних технологічних етапів отримання лігатури Al-Zr [6]

В результаті обробки, у алюмінієвий сплав переходить не менше 40 % Zr від його кількості у флюсовій композиції при температурі обробки розплаву 700 °С. Для сплаву АК7ч величину тимчасового опору розриву, після обробки вищевказаною флюсовою композицією, у литому стані, було підвищено зі 160 МПа до 247 МПа.

Список літератури

1. Сидоренко М.Ф. Теория и практика продувки металла порошками / М.Ф. Сидоренко – М.: Металлургия, 1973. – 302 с.
2. Коротков В.Г. Рафинирование алюминиевых сплавов брикетированными солями. / В.Г. Коротков, А.М. Моксунов, А.В. Солохин // Цветные металлы. – 1974. – №2. – С. 59-61.

3. Михаленков К. В. Некоторые вопросы получения литых дисперсноупрочненных и композиционных материалов / К.В. Михаленков, В.Г. Могилатенко // Процессы литья. – 1997. – № 4. – С. 51-53.
4. Williams D. F. Assessment of candidate molten salt coolants for the advanced high-temperature reactor (AHTR) / D.F. Williams, L.M. Toth, K.T. Clarno – Tennessee: Oak Ridge, 2006. P. 86.
5. Toma R. E. The Condensed System LiF-NaF-ZrF₄-Phase Equilibria and Crystallographic Data / R.E. Toma, H. Insley, H.A. Friedman, G.M. Hebert // Journal of chemical and engineering data. – 1965. – №3. – P. 219-230.
6. Ажажа В. М. Цирконий и его сплавы: технология производства, области применения / В.М. Ажажа, П.Н. Вьюгов, С.Д. Лавриненко, К.А. Линдт, А.П. Мухачев, Н. Н. Пилипенко – Харьков: ННЦ ХФТИ, 1998. – 90 с.

УДК 669.715

В. В. Каверинький¹, А. І. Троцан¹, З. П. Сухенко¹

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ВЗАЄМОДІЇ КРЕМНІЄВОГО ВКЛЮЧЕННЯ І АЛЮМІНІЄВОЇ МАТРИЦІ ПРИ ДЕФОРМАЦІЇ І РУЙНУВАННІ

Проведене дослідження зосереджено на вивченні деформації та злому включень кремнію в алюмінієвій матриці під час деформації стисканням з використанням комп'ютерного моделювання методом скінчених різностей. Для реалізації обчислень за методом скінчених різностей використано програмний пакет LS-Dyna. У рамках даного обчислювального експерименту розглядалося лише окремо взяте включення. Це виключає врахування взаємодії між сусідніми включеннями і напруженнями у металевій матриці, що вони створюють. Це, хоча, з одного боку, дозволяє більш чисто дослідити вплив розмірів форми включення, але з, іншого боку, отримані результати прийнятні скоріш для опису Al-Si сплавів із низьким вмістом кремнію, у яких його включення є досить розрідженими. В рамках нашого моделювання розглядалося плоске включення товщиною 10 мкм, що характерні для доєвтектичних литих Al-Si сплавів (силумінів). Вивчено вплив розмірів включень (100, 50 та 20 мкм при товщині 10 мкм) та швидкості деформації (1, 2 та 4 мм/с) на процес виникнення і розвитку тріщин як у

включеннях, так і згодом у металевій матриці. Алюмінієва матриця моделювалася за допомогою моделі лінійної пластичності (piecewise linear plasticity [1, 2]), а крихкі включення кремнію за допомогою моделі Джонсона-Хольмквіста [3, 4]. Основні параметри моделей матеріалів наведені у таблицях 1 і 2. Модель лінійної пластичності також потребує даних кривої деформацій-напружень. Відповідна крива, яка використовується для моделювання як таблиця значень від межі плинності до деформації руйнування, показана на Рисунку 1.

Таблиця 1. – Параметри моделі лінійної пластичності для алюмінієвої матриці

Щільність, кг/м ³	Модуль пружності, ГПа	Коефіцієнт Пуассона	Межа плинності, МПа	Пластична деформація руйнування
2712,6	68,948	0,33	15,21	0,7496

Таблиця 2. – Параметри моделі Джонсона-Хольмквіста для включень кремнію

Нормалізована константа цілісної міцності	0,93
Нормалізована константа міцності пошкодження	0,088
Коефіцієнт чутливості до швидкості деформації	0,003
Показник ступеня для тиску в рівнянні міцності пошкодження	0,35
Показник ступеня для тиску в рівнянні цілісної міцності	0,77
Максимальна нормалізована міцність на розрив	0,5
Параметр переходу між цілісною та міцністю пошкодження	1
Константа ушкоджень, пов'язана з пластичною деформацією	0,053
Константа ушкоджень, пов'язана із залежністю від тиску	0,85
Еластичний поріг Гуонію, що представляє максимальну еластичну напругу, яку матеріал може витримати до початку плинності, ГПа	5,95
Тиск на еластичному порозі Гуонію, ГПа	2,92
Коефіцієнти модуля стиснення, що використовуються в рівнянні стану для опису залежності тиску від об'єму матеріалу, ГПа:	
K ₁	45,4
K ₂	-138,0
K ₃	290
Щільність, кг/м ³	2330
Модуль зсуву, ГПа	62
Міцність на розтяг, МПа	165

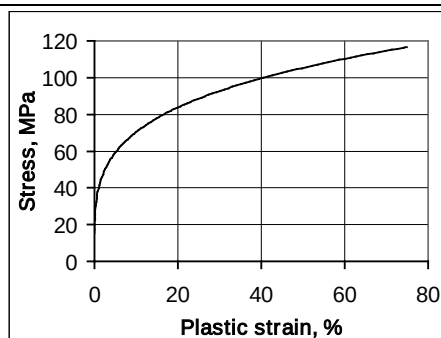


Рис. 1. – Крива деформація-напруження для алюмінієвої матриці

Загальна схема геометрії моделі у початковому стані наведена на рисунку 2.

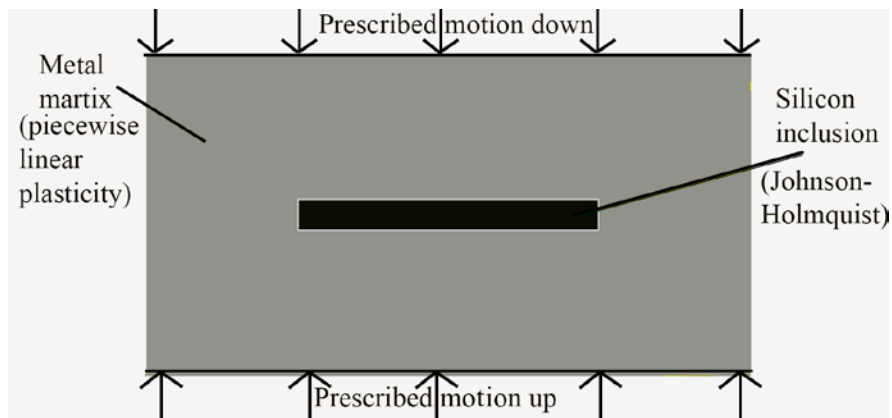


Рис. 2. – Схема вихідної геометрії моделі (поперечний переріз)

Результати моделювання показали, що більші включення (100×10 мкм) зламуються на ранніх етапах деформації, розпадаючись на менші фрагменти. Перші тріщини спостерігаються у них вже при осадженні матриці на ~ 7 %. Включення розміром 50×10 мкм зазнають руйнування при осаджуванні матриці до $\sim 19 - 20$ %. Найменші досліджувані включення (20×10 мкм) залишаються цілісними, але під дією деформації, викликаючи розрив і руйнування матриці при досягненні осаджування обертаються ~ 27 через напруження особливо біля кутових ділянок включення. Початок руйнування матриці навколо включення у рамках досліджених форм і розмірів мало залежав від геометрії включення і становив $\sim 25 - 27$ % осаджування.

Показано, що швидкість деформації впливає на початок руйнування металевої матриці. При більш повільній швидкості (1 мм/с) тріщини в матриці з'являються тільки при осаджуванні на ~ 35 %, порівняно з $\sim 25 - 27$ % при більших досліджуваних швидкостях. Ці результати відповідають експериментальним даним для сплавів Al-Si [5], опосередковано підкреслюючи важливість сфероїдизації включень для зниження напруження та поліпшення пластичності.

Виявлено, що включення розміром (довжиною) $\sim 25 - 30$ мкм при товщині 10 мкм є такими, що мають критичний розмір – при меншій довжині крихкого руйнування включень не відбувається, водночас більші включення розпадаються на фрагменти подібного розміру. Збільшення швидкості деформації сприяє швидшому формуванню тріщин у матриці, що підтверджує необхідність керування цим параметром в промислових застосуваннях. Дослідження підтверджує експериментальні дані [5], де показано що за умов осаджування при кімнатній температурі видиме руйнування низькокремністого доевтектоїдного силуміну (~ 7 % Si) спостерігається як раз при осаджуванні

~29 – 30 %, що близько до результатів моделювання. Оскільки моделювання проводилося для окремо взятого включення, можна також зробити висновок, що при вказаному вмісті кремнію (~7 %) взаємодія між включеннями при деформації має невизначну роль. Хоча для сплавів і алюмоматричних композитів із більшим вмістом кремнію, значення взаємодії між сусідніми частинками може бути значнішим.

Також слід зазначити, що розглянутий випадок з включенням 100 мкм відображає динаміку розбиття на фрагменти, які після початкового розщеплення продовжують дроблення. Це відповідає експериментальним спостереженням для сплавів Al-Si, у структурі яких після деформування відмічалися лінії включень та «мішки» з фрагментів кремнію [5, 6].

Результати дослідження підкреслюють значення форми та розміру включень кремнію у процесах деформації та руйнування силумінів, а також при розробленні технологій впливу на їх структуру шляхом деформаційно-термічної обробки [6].

Список літератури

1. Hodge, P.G. A General Theory of Piecewise Linear Plasticity Based on Maximum Shear / P.G. Hodge // J. Mech. Phys. Solids. – 1957. – № 5(4). – С. 242–260. doi: 10.1016/0022-5096(57)90017-0
2. Hodge, P.G. The Theory of Piecewise Linear Isotropic Plasticity / P.G. Hodge, H.G. Hopkins, E.H. Lee // Deformation and Flow of Solids (Grammel, R.). – 1956. doi: 10.1007/978-3-642-48236-6_14
3. Ondrušková, L. Material Model Johnson-Holmquist and Its Application in Numerical Analysis / L. Ondrušková, J. Brodniansky // MATEC Web Conf. – 2021. – № 352. doi: 10.1051/matecconf/202135200009
4. Huang, H. Determination of Parameters of Johnson-Holmquist-II (JH-2) Constitutive Model for Red Sandstone / H. Huang, W. Li, Z. Lu // J. Phys.: Conf. Ser. – 2021. – № 2002. – С. 012071. doi: 10.1088/1742-6596/2002/1/012071
5. Kaverinsky, V.V. About Al-Si Alloys Structure Features and Ductility and Strength Increasing after Deformation Heat Processing / V.V. Kaverinsky, Z.P. Sukhenko, G.A. Bagluk, D.G. Verbylo // Metallofiz. Noveishie Tekhnol. – 2022. – № 44(6). – С. 769–784. doi: 10.15407/mfint.44.06.0769
6. Каверинський, В. В. Спосіб деформаційно-термічної обробки сплавів системи Al-Si / В. В. Каверинський, А. И. Троцан, З. П. Сухенко // Патент України №127569. –

УДК 621.74:669.14.017

**Ю. Г. Квасницька, С. Я. Шипицин, В. Г. Новицький, Н. В. Кир'якова,
І. В. Олексенко**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
nat.vas.kir@gmail.com

ПОВЕДІНКА ВУГЛЕЦЮ ТА МІДІ В ПОВЕРХНЕВОМУ ШАРІ ЗНОСОСТІЙКОЇ СТАЛІ СФОРМОВАНОМУ ПІД ЧАС ТЕРТЯ

Для підвищення надійності і довговічності вузлів тертя застосовують досконалі композиції мастильних матеріалів з додаванням графіту та міді, які в зоні контакту розподіляються тонкою плівкою. Замість таких композицій мастильних матеріалів перспективним є використання графіту та міді, які містяться безпосередньо в матриці сплавів у вигляді м'яких вкраплень. [1-4]. Розроблено заевтектоїдну зносостійку сталь з вмістом (мас. %): вуглецю - 1,5, мікролеговану ванадієм - 0,15 і азотом – 0,02 та додатково леговану 13,0 мас. % міді

Зносостійкість дослідженої сталі визначали на машині тертя моделі M22M за швидкості 1 м/с, питомого навантаження 50 кг/см² і використання контртіла виготовленого зі сталі 20X13. Результати випробувань показали, що інтенсивність зношування (lg) для дослідженої сталі дорівнює – 0,20 г/км (для контртіла значно менша), цей показник на третину нижчий в порівнянні з базовою нелегованою сталлю. Отримані результати пояснюються тим, що мікродобавки ванадію та азоту, за рахунок дисперсійного нітридованадієвого зміцнення підвищують зносостійкість сталі [5], а також підвищений вміст вуглецю в поверхневому шарі зразка сталі відіграє роль твердого мастильного матеріалу. Додаткове легування міддю, сприятливо впливає на пару тертя, в який інтенсивність зношування контртіла в п'ять разів менша за рахунок змащувального ефекту мідистою фазою.

Тонкий поверхневий шар зразків сталі після тертя досліджено на Оже рентгено-спектральному мікроаналізаторі на приладі Jamp-9500F Jeol Field Emission Auger Microprobe, в режимі SEI у вторинних електронах після глибокого іонного травлення іонами аргону. Травлення здійснено іонами аргону з енергією 1000 eV за швидкості 4

нм/хв. Досліджено зразки після тертя на машині тертя і вихідні без тертя. Проведено зйомку Оже спектрограм з експериментальних зразків після тертя та після травлення іонами аргону, за їхніми даними сформовано профіль до глибини 200 нм, який представлено на рисунку.

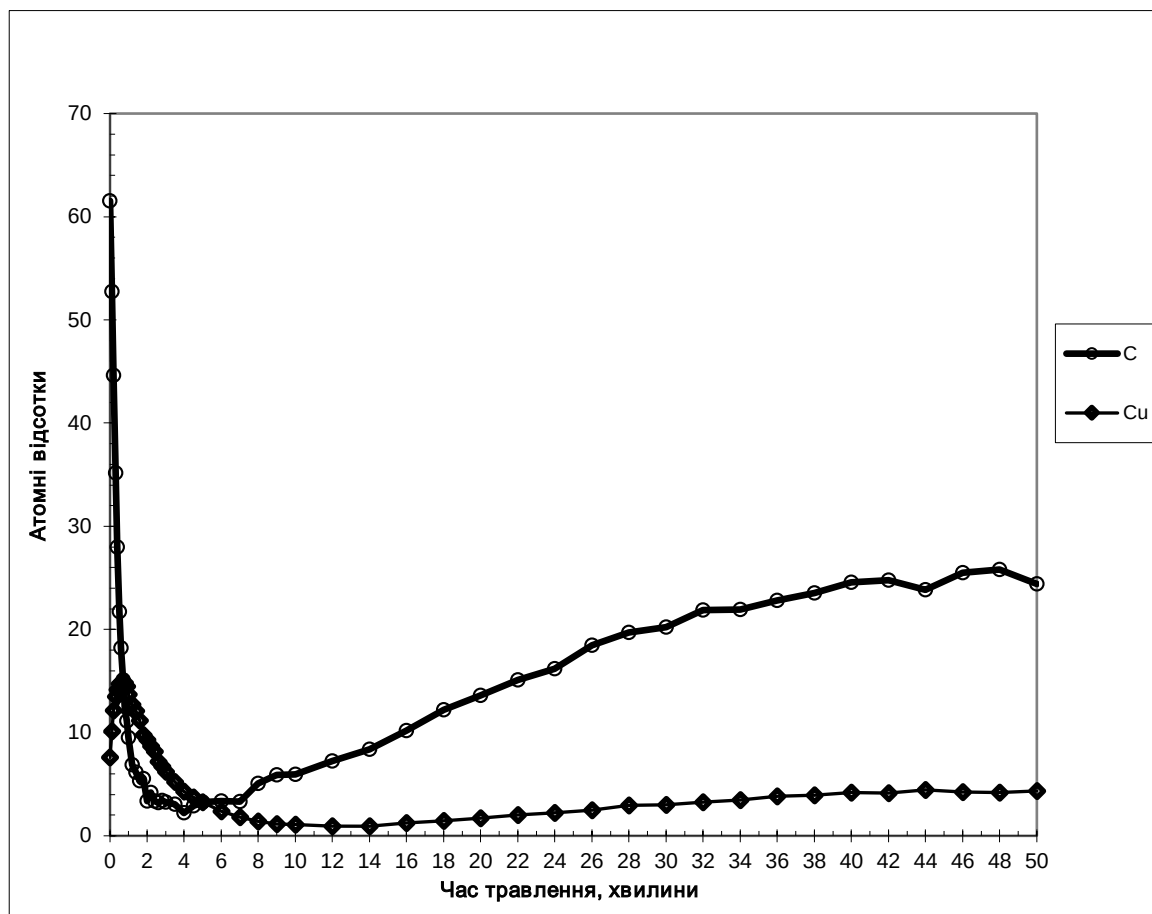


Рисунок Профіль по глибині травлення зразків сталі після тертя

Аналізуючи профіль по глибині травлення сталі видно, що на поверхні зразка мідиста фаза досягає максимальних значень 10-15 ат.%, в 5-7 разів вищих ніж до тертя, цей прошарок має розмір 8 нм, поступово зменшується до глибини 50 нм, формується за рахунок дифузійної рухливості міді на поверхню зразка під час процесів зношування. Далі вміст міді стабілізується і на глибині 100-200 нм має показник 5 ат.%. Необхідно зазначити, що на поверхні зразка відбувається розмазування мідистої складової і через це окремих мідистих виокремлень не спостерігається. Також на поверхні зразка після тертя підвищений вміст вуглецю 30-60 ат.%, що в 2,5 рази вище, ніж до тертя, за рахунок дифузійної рухливості вуглецю по шару тертя, механізму виокремлення вуглецю в формі графіту, а також дифузійному переміщенню вуглецю з матриці за сприяння локальних надвисоких температур в зоні тертя. Підвищений вміст вуглецю

в поверхневому шарі зразка сталі відіграє роль твердого мастильного матеріалу, зменшуючи інтенсивність зношування. Далі спостерігається ділянка з меншим вмістом вуглецю на рівні 10 ат.% протяжністю 50 нм. Поступово вміст вуглецю підвищується і на відстані від краю зразка 150 нм досягає значень близьких до 25 ат.%, тобто вміст вуглецю на поверхні зразка сталі після тертя значно вищий ніж до тертя.

Проведені експерименти дозволили дослідити структуру тонкого поверхневого шару на мікрорівні сформованого в процесі тертя на глибину 200 нм. Встановлено, вміст вуглецю в поверхневому шарі зразків сталі після тертя в 2,5 рази перевищує цей показник в зразках до тертя, за рахунок дифузійної рухливості вуглецю по шару тертя, механізму виокремлення вуглецю в формі графіту, а також дифузійному переміщенню вуглецю з матриці за сприяння локальних надвисоких температур в зоні тертя. Підвищений вміст вуглецю в поверхневому шарі зразка сталі відіграє роль твердого мастильного матеріалу, покращуючи показники зношування. Легування міддю, під час тертя дозволяє мідистій фазі на поверхні зразка досягти максимальних значень, ця зона формується за рахунок дифузійної рухливості міді на поверхню зразка під час процесів зношування, сприяє механізму масоперенесення мідистої фази між контактними поверхнями пари тертя, теж відіграє роль твердого мастильного матеріалу, разом з вуглецем на третину зменшує зношування пари тертя, збільшуючи довговічність і надійність пари тертя.

Список літератури

1. Novytskyy V. G., Havryliuk V. P., Tikhonovich V. I. Effect of copper on wear rate of stainless Fe-Cr-C-Cu steels for power industry under sliding friction. // Proceedings of 4 th European Stainless Steel Science and Market Congress. France. 2002, P. 380 385.

2. Локтіонов-Ремізовський В. А., Шипицин С. Я., Новицький В. Г., Кир'якова Н. В. Ефективність впливу легування міддю на зношування заєвтектоїдних сталей // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». 2022, №4, С. 33-38.

Новицький В. Г., Гаврилюк В. П., Лахненко В. Л. Влияние углерода и меди на структуру литых сплавов системы Fe-Cr-Cu-C и их трибологические характеристики в условиях трения скольжения // Трение и износ. 2015, т. 36, № 1, С. 70-80.

3. Квасницька Ю. Г., Тарасевич М. І., Григоренко С. Г. Особливості структуроутворення заєвтектоїдних сталей, легованих міддю // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». 2024, №3, С. 50-60.

4. Шипицин С. Я., Степанова Т. В., Лиховій Д. И., Кучеренко П. М. Вплив дисперсійного нитрідного зміцнення на параметри $\gamma \rightarrow \alpha$ переетворення у високовуглецевих сталях // Процеси лиття. 2017, №6, С. 38-44.

УДК 621.74-419

С. В. Кирилах

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ЯКІСТЬ МАТЕРІАЛІВ У ВИРОБНИЦТВІ ЛИВАРНИХ ФОРМ МЕТОДОМ 3D-ДРУКУ

Ливарне виробництво є основою для багатьох галузей, забезпечуючи виготовлення відливок із чорних і кольорових металів різних розмірів та конфігурацій. Традиційний процес передбачає ущільнення формувального матеріалу навколо моделі, що обмежує можливості оптимізації конструкції під час розробки нових виробів. Адитивні технології (АТ), зокрема 3D-друк піщаних форм, дозволяють усунути ці обмеження, спрощуючи створення прототипів і знижуючи виробничі витрати [1].

Лиття в піщані форми є основним методом виробництва металевих відливок, забезпечуючи близько 80% обсягу ринку. Цей процес широко використовується для виготовлення деталей з високими структурними вимогами, які потребують мінімальної механічної обробки після лиття.

Традиційно для цього методу потрібне спеціалізоване обладнання, що є дорогим. Впровадження 3D-друку в виробництво нових типів продукції дозволяє значно знизити витрати на підготовку виробництва порівняно з класичними методами формування [2, 3].

Згідно з [4] авторами проведено дослідження по оптимізації параметрів процесу друку ливарної форми робочих коліс шламових насосів на 3D-принтері моделі РСМ2200АJ. Принтер виробляє компанія ProMetal, яка спеціалізується на адитивних технологіях для виготовлення металевих відливок та ливарних форм. Витрата суміші у принтері цієї моделі складає 85 л/год, товщина шару — 280–500 мкм, роздільна здатність X/Y/Z – 100 мкм. При моделюванні відливок у САПР враховано допуск на усадку 2%.

На першому етапі досліджено вплив ключових параметрів процесу (роздільна здатність друку, крок по осі Oz, вміст зв'язувальної речовини) на характеристики деталей, отриманих в ливарній формі. Кожен експеримент включав друк трьох зразків з однією комбінацією зв'язувального та налаштувань 3D-принтера. Аналізувалися точність геометрії, властивості матеріалу, міцність на розтяг і стиснення, шорсткість, міцність та газопроникність. Після аналізу надрукованих зразків для кожного експерименту була виконана 3D-друк ливарної форми.

На другому етапі здійснювалась заливка ливарних форм, а отримані відливки аналізувалися на геометричну точність та дефекти лиття. Загалом було виготовлено 12 деталей. Етапи процесу представлені на рис. 1.

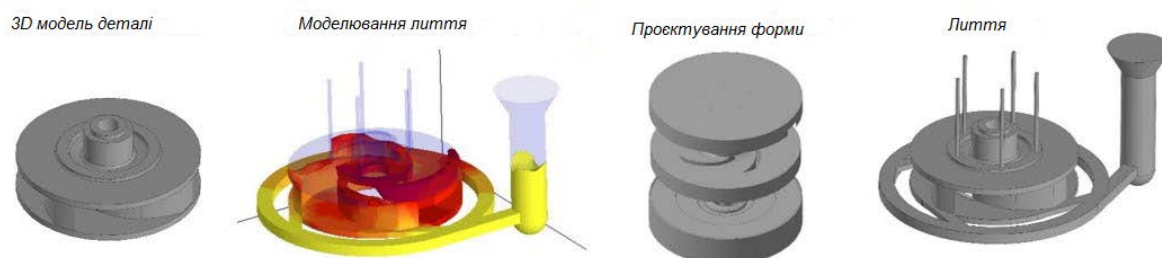


Рис. 1 – Моделювання робочого колеса шламового насоса [2]

За результатами аналізу кожного зразка складено п'ятибальну шкалу для оцінки якості відливок та визначення оптимальних налаштувань. Найважливішими параметрами є міцність на стиснення та точність розмірів, після чого йдуть жорсткість, міцність і газопроникність для дегазації форм. Результати представлені в таблиці 1, де 5 — найкращий результат, 1 — найгірший.

Таблиця 1 – Результати експериментів [4]

№ експерименту	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Міцність на стиск	5		25		15					20		
Міцність на розтягування (Ox)	10		8		6				4			
Міцність на розтягування (Oy)	6		10		4	2			8			
Жорсткість (Ox)		12					3				15	9
Жорсткість (Oy)		15					5				9	12
Ударна міцність												
Газопроникність	12			9	15			6				
Маса			5						3		2	

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2025

Точність розмірів (Ox)			16								12	
Точність розмірів (Oy)			20								12	4
Точність розмірів (Oz)	20		16								8	
Шорсткість поверхонь								10	4		2	8
Разом:	53	27	112	9	55	5	6	22	44	20	60	33

Початковий візуальний огляд деталей був спрямований на оцінку якості лиття. Параметри експерименту 6 використовувалися як еталон для порівняння інших експериментів. Деталі експериментів 1, 3, 6 і 11 продемонстрували різну якість. Найкращі результати показав експеримент 11, де використання меншої кількості зв'язувального в матеріалі форми призвело до кращої якості відливки, хоча це знижує міцність форми. Експеримент 6 показав високу якість з мінімальними дефектами.

Згідно з еталонним значенням (експеримент 6) зроблено наступні висновки:

1. Результат експерименту 1 на 17,1% нижчий за еталон, що вказує на некоректні налаштування.
2. Результат експерименту 3 поступається на 12,2% від еталону, що потребує вдосконалення процесу формування для кращої газопроникності та якості відливок.
3. Результат експерименту 11 на 2,4% перевищує еталон, що свідчить про оптимальні налаштування для виробництва ливарних форм, хоча міцність форми знижена через менший вміст зв'язувальної речовини.

Системи 3D-друку піщаними сумішами підходять для виготовлення прототипів та малосерійного виробництва, забезпечуючи гнучкість конструкції без додаткових витрат часу та коштів, при цьому зберігаючи високі механічні властивості та якість матеріалу.

Список літератури

1. Krouth, T.J. Foundry tooling and metal castings in days. Proceedings from International Conference : Worldwide, Advances in Rapid and High-performance Tooling, EuroMold, Frankfurt/M, Germany. Philip Hackney and Richard Wooldridge / Procedia Manufacturing. 2017. Vol. 11. pp. 457-465.

2. Wang, X.H., Fuh, J.Y.H., Wong, Y.S. & Tang, Y.X. Laser sintering of silica sand – Mechanism and application to sand casting mould. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, Vol. 21, no. 12, pp. 1015-1020.

3. Bak, D. Rapid prototyping or rapid production. 3D printing processes move industry towards the latter. *Assembly Automation*. 2003. Vol. 23. no. 4. pp. 340-345.

4. Voropaev, S. S., & Kozlov, A. A. Advantages of additive technologies on the example of 3D printing of molds. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii*. 2023. Vol. 2. no. 47. pp. 72-79.

УДК 621.74:006.37

С. В. Кирилах

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

АДИТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ ДЛЯ ВДОСКОНАЛЕННЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Ливарне виробництво є ключовою складовою машинобудівного комплексу. Його розвиток визначається попитом на литі заготовки, темпами їх виготовлення, рівнем технологічного прогресу та конкурентоспроможністю машинобудівних підприємств.

У транспортному машинобудуванні широко використовуються двигуни внутрішнього згоряння з складними блоками циліндрів, які виготовляються за традиційними ливарними технологіями. Лиття в одноразові форми або кокілі є тривалим, дорогим і трудомістким процесом, що ускладнює виготовлення складних конструкцій та оптимізацію охолоджувальних каналів. Ці обмеження знижують конкурентоспроможність продукції, подовжують терміни впровадження нових виробів і підвищують витрати на виробництво [1, 2].

З метою подолання технологічних обмежень і прискорення процесу проектування та виробництва провідні світові компанії у галузях машинобудування та авіабудування широко застосовують адитивні технології.

Використання послойного синтезу для виготовлення ливарних форм дозволяє уникнути обмежень традиційних методів, скоротити технологічний ланцюжок, відмовившись від виготовлення майстер-моделей, литникових систем та формування частин форми, що значно знижує час виробництва та вартість форм на 67 % менша [2, 3].

Для прикладу автори [3] розглянули виготовлення ливарного стрижня для формування внутрішніх каналів охолодження двигуна різними методами. Як показано в

наведеному прикладі, вартість виготовлення форми за допомогою розробленої технології в три рази менша, ніж за будь-якою іншою технологією. Такий економічний ефект досягається завдяки використанню 3D-принтера, який створює ливарну форму безпосередньо за цифровою моделлю.

Цифрова модель розбивається на шари і передається в 3D-принтер, де отвердник наноситься відповідно до моделі на попередньо підготовлений шар піщаної суміші. В результаті роботи в зоні побудови утворюється затверділа частина піщаної суміші, яка точно відтворює цифрову модель.

Для виготовлення ливарних форм методом послідовного друку можуть використовуватися дві технології: струменеве нанесення в'язучого та спікання плакованого піску. Технологія струменевого нанесення в'язучого для виробництва ливарних форм була розроблена в Массачусетському технологічному інституті (MIT, США) на початку 1990-х років і отримала назву Binder Jetting (BJ). Принцип цієї технології описаний у патентах MIT під назвами "3D printing techniques" (US5204055 від 20.04.1993, US5340656 від 23.08.1993, US5387380 від 07.02.1995) [4, 5].

Технологія й досі вдосконалюється та застосовується у виробництві ливарних форм. Сучасні розробки спрямовані на підвищення продуктивності процесу, покращення властивостей відливок та адаптацію технології до потреб машинобудівних підприємств.

Технологія BJ (Binder Jetting) є процесом послідовного синтезу, де рідкий зв'язувальний агент вибірково осідає для з'єднання частинок порошку. Головка наносить зв'язувальний матеріал на шар порошку, після чого робоча камера опускається, і наноситься наступний шар порошку з додаванням зв'язуючого складу, і процес повторюється, поки не утвориться готова деталь. Технологія дозволяє друкувати великі деталі, та є економічно вигіднішою за інші методи виробництва. Ця технологія дозволяє виготовляти деталі з різних матеріалів.

Для технології BJ використовують силікатний пісок з фурановим зв'язуючим, що не потребує обпалювання та є традиційним для піщаних відливок. Ця технологія має низьку вартість виробництва в порівнянні з іншими методами адитивного виробництва.

Також застосовують керамічні порошки на основі силікату алюмінію, які мають гарні вогнестійкі властивості, високу проникність і низьке теплове розширення. Гази в них легко диспергуються і знижують пористість при ливарних процесах [3, 6].

Використання таких матеріалів описано в патенті EP1773559 (18.04.2007). Вони підходять для лиття сталевих сплавів та печатних сердечників з високими термічними навантаженнями.

Технологія лазерного спікання плакованого піску значно поступається струменевому друку за швидкістю. При однакових розмірах зон побудови швидкість лазерного друку в 10 разів нижча, а при товщині шару 100 мкм – майже в 20 разів. Тому виготовлення великих форм за цією технологією є неможливим.

Порівняння вартості форм показує, що для струменевого друку піску вимоги до однорідності значно вищі, ніж при класичному процесі з холодно-твердіючими сумішами (ХТС). Це підвищує вартість піску для 3D-друку, оскільки він повинен бути максимально однорідним для рівномірного нанесення шарів [3, 6, 7]. В результаті плакований пісок для 3D-друку в 30-60 разів дорожчий за ливарний пісок, що робить виробництво форм на основі цієї технології економічно неконкурентоспроможним.

Аддитивні технології, зокрема Binder Jetting (BJ), дозволяють значно знизити витрати часу та коштів на виготовлення ливарних форм, усуваючи необхідність традиційних етапів виробництва. Технологія струменевого нанесення в'язучого є швидшою та економічнішою порівняно з лазерним спіканням. Однак висока вартість спеціальних матеріалів для 3D-друку може обмежити економічну доцільність цієї технології. Попри високу вартість матеріалів, ця технологія має великий потенціал для оптимізації виробничих процесів, особливо у виготовленні складних деталей та ливарних форм.

Список літератури

1. Хричиков В.Е., Меняйло О.В. Ливарне виробництво чорних і кольорових металів : навчальний посібник. Видання друге, доопрацьоване. Дніпропетровськ : НМетАУ, 2015. 89 с.
2. Калюжний П.Б., Бродовий О.В., Дорошенко В.С., Нейма О.В. 3D-генерація пористих структур для друку ливарних моделей, що газифікуються в ливарній формі. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні*. 2024. № 5. С. 21-28.
3. Бычковский Д., Неткачев А. Аддитивные технологии и литейное производство. *Умное производство*. 2018. № 3 (43). С. 40–44.
4. U. S. 5340656A - "3D printing techniques" / Massachusetts Institute of Technology (MIT) - № US5340656A; заявл. 23.08.1993, опубл. 23.08.1993.
5. U. S. 5387380A - "3D printing techniques" / Massachusetts Institute of Technology (MIT) - № US5387380A; заявл. 07.02.1995, опубл. 07.02.1995.
6. Власенко А.М. Матеріалознавство та технологія металів : підручник для здобувачів професійної (професійно-технічної) освіти. Київ : Літера ЛТД. 2019. 224 с.

7. Hendrixson S. Spherene Creates Metamaterial with Geometry Derived from Spheres. 22.02.2024. URL : <https://www.additivemanufacturing.media/search?q=Spherene%20Creates%20Metamaterial%20> (дата звернення: 22.03.2025).

УДК 621.793:669.245

С. В. Кирилах

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ЗРАЗКІВ КОРПУСНИХ ДЕТАЛЕЙ ІЗ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ АДИТИВНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ

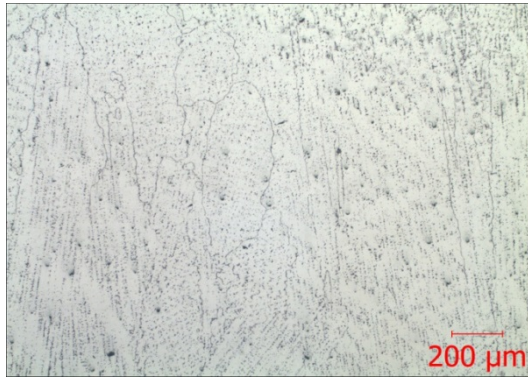
Аддитивні технології – є новими технологіями при виготовленні та ремонту металевих деталей, що у низці випадків можуть замінити традиційні способи, як-от лиття, штампування та кування. Основна перевага полягає в автоматизованому пошаровому формуванні виробу за 3D-моделлю, що скорочує час і витрати, усуваючи проміжні етапи, зокрема виготовлення оснастки та прес-форм. Це забезпечує швидку реалізацію конструкторських рішень із мінімальними витратами протягом 2–3 тижнів [1, 2].

Метою роботи є дослідження мікроструктури та розробка технології адитивного вирощування методом мікроплазмового наплавлення порошком зі сплаву із жароміцного слабостаріючого високохромистого сплаву на нікелевій основі системи Ni-Al-Ti-Al (γ' = 3-5%), для забезпечення заданого рівня механічних властивостей, необхідних для експлуатації корпусних деталей газотурбінних двигунів (ГТД).

Об'єктами досліджень були зразки прямокутної форми 130×70×14 мм, отримані методом адитивного вирощування мікроплазмовим порошковим наплавленням (МПН) на режимах, що відповідають режимам вирощування заготовки кільця, що входить до складу турбіни двоконтурного турбореактивного двигуна. Як вихідну сировину використовували порошки, отримані методом відцентрової плазмової атомізації (виробництва ТОВ «Мультифлекс», Україна). Хімічний склад порошків відповідає вимогам ТУ14-143-527-2003. Розмір часток 63...160 мкм. Виготовлення зразків здійснювали на спеціалізованій роботизованій установці STARWELD 190H для МПН. Металографічні дослідження поперечних мікрошліфів проводили на оптичному металографічному мікроскопі «Axio Observer MAT. D1m» німецької фірми Carl Zeiss, GmbH.

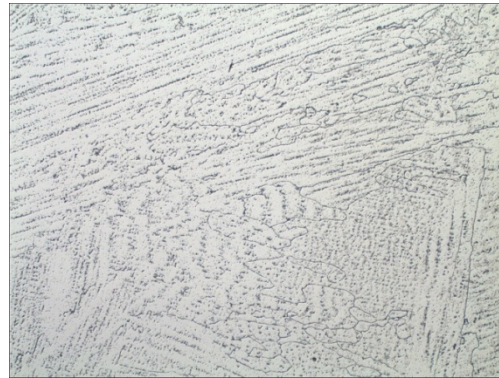
Дослідження шліфів після травлення в реактиві для електротравлення жароміцних сплавів (H_3PO_4 – 800 мл + CrO_3 – 100 мл) показало, що мікроструктура вихідних

зразків (до термообробки) має дендритну будову з витягнутими зернами в напрямку відведення тепла поперек шарів (рис. 1). Вона являє собою γ -твердий розчин із наявністю карбідів і нітридів, упорядковано розташованих у напрямку відведення тепла під час вирощування. Ознак перегріву не виявлено. Лінії сплавлення в мікроструктурі не простежуються, структура є однорідною.



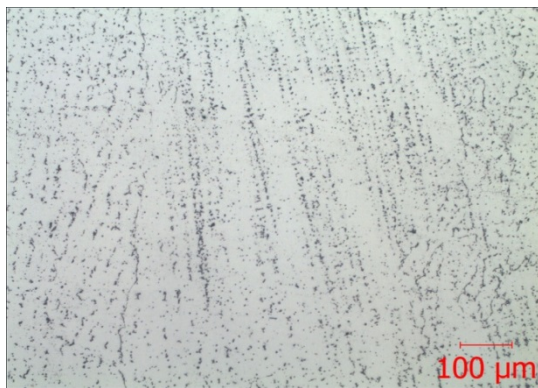
а

поперечний, х50



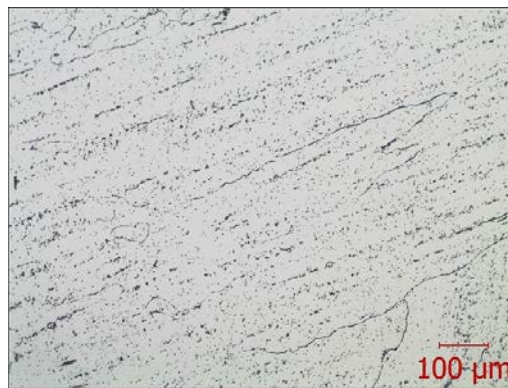
б

поздовжній, х50



в

поперечний, х100



г

поздовжній, х100

а – поперечний, х50; в – х100 б – поздовжній, х 50; г – х100 — дендритна будова

Рис.1 – Структура зразків після травлення (без термообробки).

Структура отриманого металу (без Т.О) є характерною для загартованого литого сплаву з жароміцного слабостаріючого високохромистого сплаву на нікелевій основі системи Ni-Al-Ti-Al (γ' =3-5%).

Список літератури

1. Петрик И.А., Чигілейчик С.Л., Митина Т.А., Марченко Ю.А., Гнатенко М.О. Оценка возможности применения технологии послойного формирования способом плазменной наплавки деталей из титановых сплавов узлов вертолетов ГТД. *Современная электрометаллургия*. 2018. № 3 (132). С.45-51.

2. Чигілейчик С.Л., Петрик І.А., Овчинников О.В., Кирилах С.В. Досвід впровадження адитивних технологій при ремонті деталей ГТД зі сплавів ЕП 648 ВІ (ХН50ВМТЮБ-ВІ) в умовах серійного виробництва. *Авіаційно-космічна техніка і технологія*. 2022. № 1(177). С.57-64. DOI: 10.32620/aktt.2022.1.07

УДК 669.35:621.74.011

Т.В. Кімстач^{1,2}, А.П. Білий¹, О.П. Білий¹, В.Ф. Мазорчук¹, Ю.С. Воронко¹

¹Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Україна

²Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАНУ, Україна

ВЛИВ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ ЛИВАРНИХ БЕЗОЛОВ'ЯНИХ БРОНЗ НА ЇХ РІДКОПЛИННІСТЬ

Рідкоплинність – один із ливарних параметрів, що характеризує ливарні сплави з точки зору можливості повного заповнення їх розплавами робочих порожнин ливарних форм.

З метою дослідження впливу легуючих елементів ливарних безолов'яних бронз на їх рідкоплинність в роботі, перш за все, визначали величини відносної (щодо бронзи марки БрА9ЖЗЛ) рідкоплинності (РВ) ливарних бронз, які заливали в ливарні форми з перегрівом на 100...110 °С вище їх температури ліквідус.

Температуру ліквідус кожної з бронз визначали за результатами термографування затвердіння розплавів бронз у піщаній склянці. Під час термографування температуру вимірювали хромель-алюмелевою термопарою в комплекті з електронним потенціометром. З метою підвищення точності вимірювання використовували термоелектроди діаметром 0,3 мм, у яких гарячий спай діаметром 0,5 мм попередньо покривали шаром суспензії рідкого скла з пилоподібним кварцом товщиною до 0,1 мм.

Рідкоплинність оцінювали довжиною залитого каналу спіральної проби, виконаної в півформах з піщано-глинистої суміші. Довжину спіральної проби вимірювали лінійкою з точністю до 1 мм. Хімічний склад сплавів визначали на прецизійному аналізаторі EXPERT 4L.

Для плавки бронз використовували шихтові матеріали технічної чистоти в числі яких: мідь катодна марки М2, алюміній марки АІ99,7, кремній марки Кр1, марганець металевий Мн95, сталь марки Ст3.

Плавку бронз проводили в індукційній печі з графітовим тиглем, з використанням деревного вугілля для захисту дзеркала розплаву від впливу повітря. Після розплавлення наважок шихти температуру розплаву в тиглі доводили до 1200 ± 10 °С, розкислювали розплав фосфористою міддю, знижували температуру розплаву до температури заливки (t) і через 1 хвилину розплав з тигля заливали в ливарну форму. Результати дослідження хімічного складу та вимірів РВ приведено в таблиці 1.

Таблиця 1 - Результати вимірів РВ

Марка бронзи	Масовий вміст хімічних елементів, %						t, °C	РВ
	Cu	Al	Fe	Ni	Mn	Si		
БрА9ЖЗЛ	87,95	8,97	3,02	0,03	0,02	0,01	1130	1,00
БрА10Мц2Л	89,85	10,10	0,01	0,02	0,01	0,01	1110	0,52
БрА10ЖЗМц2	87,10	9,91	2,96	0,01	0,02	0,00	1150	0,81
БрА10Ж4Н4	81,68	10,14	4,05	4,11	0,01	0,01	1210	0,86
БрА11Ж6Н6	76,91	10,98	5,92	6,14	0,03	0,02	1180	0,80
БрК4Мц1	94,8	0,00	0,02	0,00	1,11	4,07	1100	0,81

З даних таблиці 1 витікає, що з числа використаних бронз найбільшу рідкоплинність має бронза марки БрА9ЖЗЛ, найменшу – бронза БрА10Мц2Л.

Використовуючи дані таблиці 1 склали наступну систему лінійних рівнянь:

$$\begin{cases} 87,95 \cdot Cu + 8,97 \cdot Al + 2,96 \cdot Fe + 0,03 \cdot Ni + 0,02 \cdot Mn + 0,01 \cdot Si = 1,00; \\ 89,85 \cdot Cu + 10,1 \cdot Al + 0,01 \cdot Fe + 0,02 \cdot Ni + 0,01 \cdot Mn + 0,01 \cdot Si = 0,52; \\ 87,10 \cdot Cu + 9,91 \cdot Al + 2,96 \cdot Fe + 0,01 \cdot Ni + 0,02 \cdot Mn + 0,00 \cdot Si = 0,81; \\ 81,68 \cdot Cu + 10,14 \cdot Al + 4,05 \cdot Fe + 4,11 \cdot Ni + 0,01 \cdot Mn + 0,01 \cdot Si = 0,86; \\ 76,91 \cdot Cu + 10,98 \cdot Al + 5,92 \cdot Fe + 6,14 \cdot Ni + 0,03 \cdot Mn + 0,02 \cdot Si = 0,80; \\ 94,80 \cdot Cu + 0,00 \cdot Al + 0,02 \cdot Fe + 0,00 \cdot Ni + 1,11 \cdot Mn + 4,07 \cdot Si = 0,81. \end{cases}$$

Вирішення складеної системи лінійних рівнянь здійснили методом Крамера. Результати розрахунків коефіцієнтів регресії узагальненого рівняння наведено у таблиці 2.

Таблиця 2 – Коефіцієнти регресії

Хімічний елемент	Si	Fe	Cu	Ni	Al	Mn
Коефіцієнти регресії	0,4741	0,1229	0,0248	0,0128	-0,16655	-3,1279

З аналізу коефіцієнтів регресії таблиці 2 витікає, що в безолов'яних бронзах при масовому вмісті міді ~77...95%, алюмінію ~0...11%, заліза ~0...6%, нікелю ~0...6%, марганцю ~0...1,1% та кремнію ~0...4% рідкоплинність найбільше підвищує кремній. Значно

в меншому ступені рідкоплинність підвищують залізо, мідь та нікель. В той же час, алюміній та особливо марганець зменшують рідкоплинність безолов'яних бронз. При цьому від'ємний характер впливу марганця на рідкоплинність у 18 разів більший ніж у алюмінію.

УДК 621.74.002.6:669.131.6

В.В. Кудін¹, В.Г. Єфременко^{2,3}, В.М. Сажнів¹, М.О. Кармазін¹, О.М. Шалдін¹

¹ Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

² Приазовський державний технічний університет, Дніпро, Україна

³ Institute of Materials Research, Slovak Academy of Science, Kosice, Slovakia

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯМ ВАНАДІЄМ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ

Незважаючи на багатолітній досвід виробництва високомарганцевої сталі, чисельні дослідження впливу різних факторів на комплекс її властивостей, питання підвищення якості сталевих виливків зберігають свою актуальність [1]. Навіть однотипні виливки з цієї сталі, в практично однакових умовах експлуатації відрізняються між собою за стійкістю (терміном експлуатації) в 2-5 рази [2]. Цей факт свідчить про те, що резерви покращення якості високомарганцевої сталі залишаються ще далеко не вичерпаними [3]. Одним із головних напрямків підвищення якості виливків із високомарганцевої сталі є застосування раціонального легування і модифікування [4, 5].

В даній роботі вивчали вплив легування ванадієм на структуру та властивості виливків із високомарганцевої сталі 110Г13Л, а також вдосконалювали режим термічної обробки. Сталь виплавляли на кафедрі «Машин і технології ливарного виробництва» НУ «Запорізька політехніка» методом переплаву в індукційній печі ICT-0,16. Після розплавлення шихти, рідкий метал нагрівали до температури 1600°C, яку контролювали вольфрам-молібденовою термopарою. Для легування сталі використовували ферованадій марки FeV80. На кафедрі проводили механічні випробування та металографічний аналіз. Дослідження виливків проводили на литих та термооброблених при 1050°C зразках.

В сталі, легованої ванадієм, крім основної карбідної та фосфідної фаз, відбувалося утворення додаткової фази, збагаченої ванадієм. Ванадієві виділення являли собою округлі або багатогранні частини, розташовані як усередині зерен, так і в прикордонних зонах. Металографічними дослідженнями було встановлено, що неметалеві включення мають розмір від 0,05 мкм до 10 мкм. Кількісний аналіз карбідного осаду

загартованих на аустеніт зразків показав, що 70-80% ванадію знаходиться в твердому розчині і 7-8% в карбідах. Такий межфазний розподіл ванадію в сталі обумовлює твердорозчинне зміцнення аустеніту.

Ванадій володіє значною хімічною спорідненістю до азоту. Металографічні дослідження показали наявність на шліфах блідо-рожеві кристалів нітриду та золотисто-рожевих з червонуватим відтінком карбонітридів ванадію. Ці включення зазвичай розташовувалися ізольовано або групами всередині зерен аустеніту. Карбонітриди, володіючи високою температурою дисоціації, завжди виявлялися в металі незалежно від температури нагріву до температури кристалізації. Це дозволяє вважати, що ванадій може регулювати процеси кристалізації сталі та ефективно подрібнювати аустенітне зерно. Сприятливий вплив ванадію на подрібнення зерна аустеніту пов'язаний з частками нітридів та карбонітридів, що випадають з розплаву в процесі кристалізації сталі і слугують зародками аустенітних зерен. Встановлено, що ванадій, сприяючи формуванню рівновісної дрібнозернистої будови аустеніту сталі, підвищує щільність за рахунок зменшення міжкристалічної пористості. При підвищенні концентрації ванадію до 0,24% щільність сталі збільшувалась з 7783 до 7807 кг/м³, при подальшому підвищенні вмісту ванадію щільність сталі стає меншою за щільність серійної сталі. Можна припустити, що причиною цього є поява неметалевих включень евтектичного типу, які були виявлені на шліфах при металографічних дослідженнях.

Індекс забрудненості сталі залежить від кількості присадок ванадію. При вмісті ванадію до 0,24% індекс забрудненості сталі збільшувався за рахунок нітридів і карбонітридів ванадію. При більш високих концентраціях ванадію індекс мав тенденцію до збільшення за рахунок утворення в сталі оксидів та шпінелі ванадію. На підставі досліджень встановлено, що ванадій в загартованій високомарганцевій сталі може знаходитися: в твердому розчині аустеніту (70-80%); в карбідах типу VC і V₂C (7-8%); в нітридах і карбонітридах типу VN, V₂N і V(CN) (до 7%); а також у різного роду оксидах і шпінелі типу V₂O₃, V₂O₅, FeO·V₂O₃. Вплив ванадію на подрібнення структури пов'язане з зародковою дією карбідних, нітридних і оксидних включень (рис. 1).

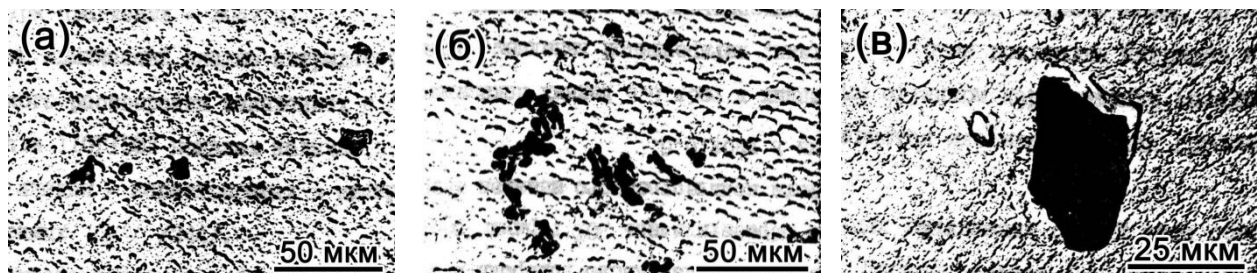


Рис. 1 – Неметалеві включення оксидів, нітридів, карбонітридів та шпінелі

у сталі 110Г13Л при різному вмісті ванадію: (а) 0,24%; (б) 0,44%; (в) 0,8%

Оскільки ванадій є сильним карбідоутворюючим елементом, досліджували вплив термічної обробки на структуру та властивості сталі легованої ванадієм. Для дослідження впливу ванадію на механічні властивості високомарганцевої сталі були проведені дослідні плавки і для кожної партії зразків з різним вмістом ванадію підбирали відповідний режим термічної обробки. Зразки для випробування механічних властивостей завантажували в піч та поступово нагрівали до 1050°C і витримували протягом 180 хвилин, потім проводили гартування у холодній воді.

Експерименти показали, що для поліпшення механічних властивостей час витримки при температурі 1050°C перед гартуванням необхідно збільшити на 25-30%. Металографічними дослідженнями встановлено, що збільшення часу витримки сприяло подрібненню карбідів ванадію, які при оптимальній витримці не розрізняються в структурі під оптичним мікроскопом завдяки їх малому розміру. Виливки із високомарганцевої сталі, що вміщували більше 0,6% ванадію, при витримці впродовж 240 хв містили велику кількість карбідів та мали знижені механічні властивості.

Введення ванадію разом із застосуванням оптимального режиму термічної обробки виливків дозволило суттєво підвищити показники міцності, пластичності та ударної в'язкості сталі 110Г13Л. Найкращі механічні характеристики відповідали вмісту ванадію в кількості 0,15-0,30%. Відносне подовження та звуження при цьому збільшувалися на 50-60%, ударна в'язкість – на 80%, а межа міцності зростала на 5%. При подальшому збільшенні вмісту ванадію механічні властивості сталі поступово погіршувались (рис. 2).

Причиною зниження пластичності та в'язкості були неметалеві включення оксидів та шпінелі, вміст яких зростав в міру підвищення концентрації ванадію. При збільшенні вмісту ванадію з 0,24% до 0,8% індекс забрудненості неметалевими включеннями зростав в 5 разів, відповідно знижувалися механічні властивості сталі: ударна в'язкість – з 3,6 кДж/м² до 2,2 кДж/м², відносне подовження – з 35% до 18%.

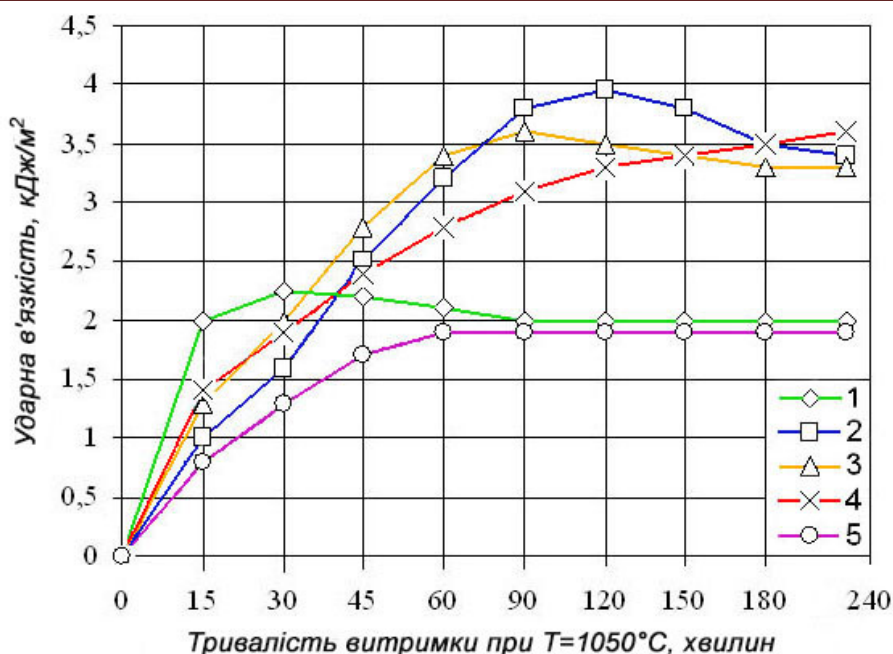


Рис. 2 – Вплив тривалості витримки при 1050°C на ударну в'язкість гартованої сталі 110Г13Л за різного вмісту ванадію: (1) 0%; (2) 0,18%; (3) 0,24-0,34%; (4) 0,44%; (5) 0,7-0,8%

Легування ванадієм приводило до значного підвищення механічних характеристик високомарганцевої сталі, яка мала відносно високий вміст фосфору (до 0,25%). Пояснюється це утворенням великої кількості дрібнодисперсних неметалевих включень карбонітридів ванадію, які виступали додатковими центрами кристалізації, що подрібнювали аустенітне зерно. Протяжність границь зерен при цьому різко зростала і включення фосфідної евтектики розподілялися на більшій довжині. Таким чином відбувалося очищення границь зерен, що сприяло підвищенню міцності та енергоємності руйнування сталі.

Список літератури

1. Стальне лиття: монографія / Г.Є. Федоров, М.М. Ямшинський, Е.А. Платонов, Р.В. Лютий. – Київ: НТУУ «КПІ», ПАТ «Віпол», 2013. – 896 с. ISBN 978-966-646-130-1.
2. Ponomarenko O., Yevtushenko N., Berlizieva T., Grimzin I., Lysenko T. A Method for Calculating the Strength Performance of Cast Parts. In: Tonkonogiy V., Ivanov V., Trojanowska J., Oborskyi G., Pavlenko I. (eds.) / Advanced Manufacturing Processes IV. Inter

Partner 2022. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. Odessa, Ukraine, 2022. P. 473–481. https://doi.org/10.1007/978-3-031-16651-8_45.

3. Теоретичні основи формування виливків: навч. посіб. / Т.В. Лисенко, О.І. Пономаренко, В.П. Доценко, І.О. Шинський, Л.І. Сердюк. – Харків: НТУ «ХПІ», 2014. – 191 с. ISBN 978-617-05-0118-9.

4. Сажнев В.М., Сніжної Г.В. Вплив технологічних параметрів на фізико-механічні та експлуатаційні властивості зносостійкої аустенітної високомарганцевої сталі. // Металофізика та новітні технології. – 2023. – Т. 45, № 4. – С. 503–522.
<https://doi.org/10.15407/mfint.45.04.0503>.

5. Шипицин С.Я., Федоров Г.Є., Кірчу І.Ф., Лиховой Д.І., Степанова Т.В. Підвищення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей високомарганцевих сталей удосконаленням технологічних процесів їх плавлення, мікролегування та модифікування. // Процеси лиття. – 2024. – № 1 (155). – С. 14–28.
<https://doi.org/10.15407/plit2024.01.014>.

УДК 669.

Т. Л. Кузнєцова, М. П. Бродніковський

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ
t.kuznetsova@ipms.kyiv.ua

ПІДВИЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ ХРОМОВИХ СПЛАВІВ ЗА РАХУНОК ОПТИМІЗАЦІЇ ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВУ ТА УПРАВЛІННЯ МОРФОЛОГІЄЮ РОЗПОДІЛУ ДОМІШОК ВТІЛЕННЯ

Інтерес до хрому як конструкційного матеріалу обумовлений його виключно високою стійкістю проти окислення у поєднанні з високими значеннями температури плавлення, модуля пружності, теплоємності, теплопровідності, а також низькими значеннями перерізу захоплення швидких нейтронів та коефіцієнта термічного розширення. Однак, висока схильність хрому і його сплавів до переходу з пластичного в крихкий стан, а також низький опір крихкості в результаті поглинання азоту і домішок втілення при витримці на повітрі при високій температурі стали причиною обмежених результатів створення сплавів хрому для лопаток газових турбін і ракетно-космічної техніки. .

Тому, в останні десятиліття увага дослідників була спрямована на поєднання задовільної високотемпературної міцності та низькотемпературної пластичності хромових сплавів.

Велика хімічна активність хрому до кисню, вуглецю та азоту, а також надзвичайно низька їх розчинність в хромі значно ускладнює глибоке очищення хрому від домішок втілення. З цієї причини для хрому та його сплавів велике поширення набуло рафінування присадками високоактивних елементів. В результаті великого об'єму досліджень останніх десятиліть створено наукові основи рафінуючого мікролегування хрому та його сплавів. Пластичні властивості хрому в литому, деформованому і рекристалізованому стані досягаються при вмісті домішок втілення (N,O,C) $\leq 0,01\%$.

Однак, ці технології достатньо складні, високовартісні і мало керовані в промислових процесах. Установлено, що для одержання низькотемпературної пластичності хрому при використанні в якості шихти навіть електролітичного рафінованого у водні хрому (масовий вміст N,O,C складає 0,003-0,006%) оптимальний масовий вміст РЗМ складає 0,2 - 0,35%. При підвищенні у хромі вмісту азоту та кисню концентрація РЗМ підвищується. Проте, перевищення оптимальної стехіометричної концентрації РЗМ небажане через окрихчення сплаву. Розрахунок необхідної кількості рафінуючої присадки виявився дуже складним. Застосування низьковакуумних плавильних агрегатів, а також захисних середовищ технічної, неконтрольованої в процесі плавки чистоти, призводило до необхідності введення РЗМ в кількостях, що в 3-5 разів перевищують стехіометрично необхідну концентрацію [1]. У промислових умовах видалення неметалевих включень може бути досягнуто за рахунок застосування спеціальних рафінуючих переплавів, проте, на-сьогодні, надійних рафінуючих переплавів для хромових сплавів не існує.

Враховуючи важливість робіт одержання низькотемпературної пластичності сплавів хрому поряд з удосконаленням процесів очищення сплавів хрому від домішок втілення необхідні розробки нових технологічних процесів плавки з особливими способами формування литої структури [2] та розробка технологічних хромових сплавів, у яких вплив домішок втілення на окрихчення сплавів був би меншим.

Одним із технологічних напрямків зменшення впливу домішок втілення на окрихчення хромових сплавів представляється спосіб управління процесом кристалізації і морфологією розподілу домішок втілення. Через особливі теплофізичні характеристики хрому – високу теплопровідність ($\lambda=90$ Вт/м.К) та підвищену , теплоємність ($C_p=0,45$ кДж/кг.К) ливарна структура хрому характеризується видовженими стовбчастими кристалітами (рис. 1), що визначає морфологію розміщення домішок втілення по

їх межах, і, таким чином, створює умови для направленою окрихчення хрому по пере-різу відливки.

В той час, як, до прикладу, титан і його сплави, завдяки низькій теплопровідності ($\lambda=24$ Вт/м.К) і високій теплоємності ($C_p=0,51$ кДж/кг.К) характеризуються більш рівно-мірною рівновісною структурою (рис.2).

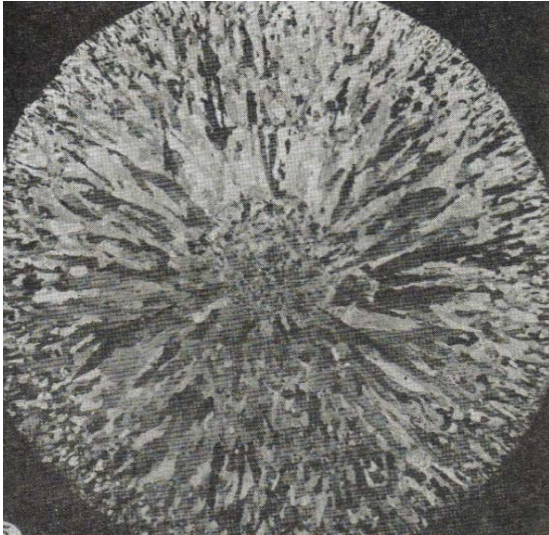


Рис.1. Макроструктура зливку хромового сплаву ВХ-2И, виплавленого в дуговій печі з витрачаємим електродом, в атмосфері аргону.



Рис.2. Макроструктура зливку титано-вого сплаву ВТ-5Л, виплавленого в дуговій печі з витрачаємим електродом.

В процесі кристалізації титанових сплавів на контактній поверхні кристалізації утворюється тонкий шар металу стовбчастої структури з низькою теплопровідністю, а далі кристалізація сплаву відбувається по типу кристалізації в керамічній формі.

Тому, при створенні технологічних хромових сплавів з підвищеною низькотемпературною пластичністю до складу сплавів повинні входити компоненти з теплофізичними характеристиками по типу титану. Такими компонентами, крім титану, можуть бути

– марганець ($\lambda=7,8$ Вт/м·К, $C_p=0,70$ кДж/кг·К), гафній ($\lambda=22$ Вт/м·К, $C_p=0,15$ кДж/кг·К), ванадій ($\lambda=33$ Вт/м·К, $C_p=0,50$ кДж/кг·К) та інші, вміст яких в сплаві обумовлюється фізико-хімічними умовами взаємодії з хромом відповідно діаграмам стану.

Підвищення жароміцності хромових сплавів і одночасної модифікації їх структури передбачається за рахунок дисперсних частинок карбідів високоактивних металів, утворених в сплаві при вводі таких високоактивних карбідоутворюючих елементів як Ti, Zr, Ta. При цьому, стехіометричний вміст вуглецю і високоактивного компонента повинен, відповідно діаграмам стану, відповідати умовам утворення високотемпературного карбіду.

Таким чином, управління структурою хромових сплавів за рахунок оптимізації теплофізичних параметрів і модифікації сплаву високотемпературними високодисперсними карбідами сприятиме створенню більш рівномірної рівновісної структури при кристалізації сплавів, що, в свою чергу, змінить морфологію розподілу домішок втілення по перерізу зливку та не вимагатиме надвисокого високовартісного рафінування сплавів для одержання ультра низького ($< 0,01\%$) сумарного вмісту шкідливих домішок.

Список літератури

1 Ракицкий А.Н., Кузнецова Т.Л., Якименко И.Л. и др. Газонасыщение сплавов хрома при плавке и разработка способов его уменьшения // Конструкционные сплавы хрома. Металлургия.- 1988.- Киев. Наукова думка.- с. 107-117.

2. Ракицкий А.Н., Кузнецова Т.Л., Якименко И.Л., Кравченко В.С. Измельчение структуры отливок из сплавов хрома в процессе кристаллизации за счет низко- и высокочастотных колебаний // Процессы лиття. - 2003. - №2. - С. 81-86.

Є.Є. Лаврик

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

ВПЛИВ КОНСТРУКЦІЇ НАДЛИШКІВ НА ФОРМУВАННЯ УСАДКИ У СТАЛЬНИХ ВИЛИВКАХ ТИПУ «КОРПУС»

Комп'ютерне моделювання формування виливка є інструментом, що дозволяє виявляти місця дислокації внутрішніх дефектів у виливках. Це, поряд з побудовою математичних моделей «склад – властивості» та виявленням впливу геометричних характеристик ливарного оснащення на формування дефектів може стати вирішальним у питаннях управління якістю виливків. Враховувати необхідно також властивості сплаву, так як, наприклад, технологія отримання якісних сталевих виливків складніше, ніж виливків із чавуну через значно гірші ливарні властивості сталі. Тому комп'ютерне моделювання в технологіях сталевих виливків потребує особливої уваги.

Все це дозволяє говорити про доцільність досліджень, що розвивають тему впливу конструкторсько-технологічних факторів на показники якості сталевих виливків.

Об'єктом дослідження у роботі є технологія виготовлення фасонних виливків типу «корпус» (рис 1) із середньовуглецевої сталі в разових піщаних формах.

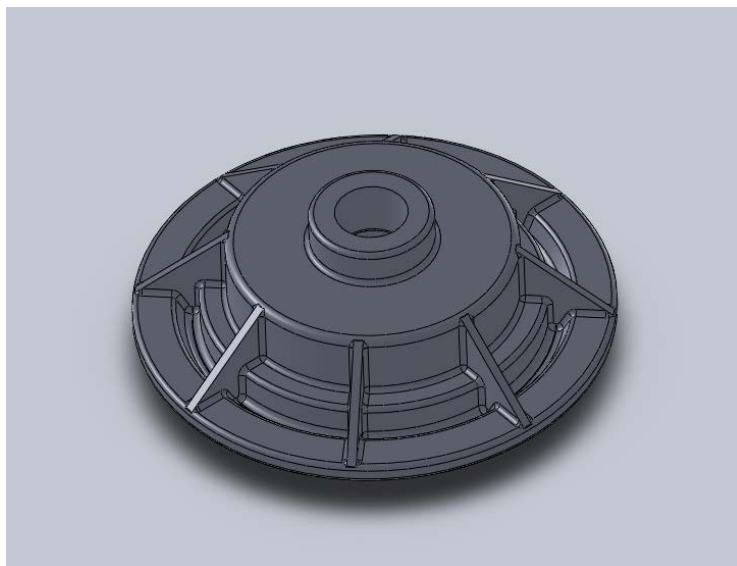


Рис. 1 – 3D-модель виливку «Корпус»

Існуюча проблема полягає в тому, що конструкція виливку та ливарної оснастки суттєво впливають на формування внутрішніх дефектів у виливках. Особливо це стосується сталених виливків, технологія яких складніша за технологію чавунних виливків через значно гірші ливарні властивості сталі.

Для визначення впливу розташування надлишків на сталених виливках типу «корпус» на формування усадкових раковин застосовувалося комп'ютерне моделювання, в процесі якого було проведено 5 комп'ютерних експериментів за різних розмірів та геометрії надлишків.

За результатами моделювання встановлено, що при деяких технологічних варіантах існує ризик проникнення усадкової раковини в тіло виливку. Використання циліндричного надлишку прямокутного перерізу з галтелями забезпечує повне поглинання усадкової раковини в місці встановлення надлишку. Використання надлишку круглого перерізу в місці установки не гарантує поглинання усадкової раковини. Визначальним чинником, що впливає на коефіцієнт приросту глибини усадкової раковини, є об'єм надлишку.

Визначено, що відношення діаметра прибутку до її висоти не впливає на коефіцієнт приросту глибини усадкової раковини. Отримана функціональна залежність дозволяє встановити об'єм надлишку, який забезпечує мінімум коефіцієнта приросту за одночасного недопущення перевищення витрати металу.

Представлене дослідження буде корисним для машинобудівних підприємств, що мають в своїй структурі ливарні цеха, де виготовляють фасонні виливки в разових піщаних формах.

Список використаних джерел

1. Demin, D. (2018). Investigation of structural cast iron hardness for castings of automobile industry on the basis of construction and analysis of regression equation in the factor space «carbon (C) – carbon equivalent (Ceq)». Technology Audit and Production Reserves, 3 (1 (41)), 29–36. doi: <http://doi.org/10.15587/2312-8372.2018.109097>
2. Demin, D. (2017). Synthesis of nomogram for the calculation of suboptimal chemical composition of the structural cast iron on the basis of the parametric description of the ultimate strength response surface. ScienceRise, 8, 36–45. doi: <https://doi.org/10.15587/2313-8416.2017.109175>
3. Пономаренко, О. И. Компьютерное моделирование процессов кристаллизации как резерв повышения качества поршней ДВС [Текст]/ О. И. Пономаренко, Н. С.

Тренёв // Технологический аудит и резервы производства. 2013. –No 6/2(14). – С. 36–40. –Режим доступа: <http://journals.uran.ua/tarp/article/view/19529/172055>.

УДК 669.295.1

Ф. Л. Леоха, В. Є. Хричиков

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ТЕНДЕНЦІЇ У ВИРОБНИЦТВІ І ЗАСТОСУВАННІ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Титан був відкритий у 1791 році В. Грегором, проте його промислове виробництво почалося лише через півтора століття. Основний метод отримання титану – відновлення $TiCl_4$ магнієм, запропонований В. Кроллом у 1937 році. Також існують новітні процеси відновлення титану з TiO_2 [1].

Титан має низьку густину ($4,54 \text{ г/см}^3$) і високу температуру плавлення (1660°C), що робить його придатним для аерокосмічної галузі та медицини. Його низький коефіцієнт теплового розширення важливий для прецизійних приладів [2]. Оксидний шар на поверхні забезпечує корозійну стійкість і біосумісність, що сприяє інтеграції з кістковою тканиною [3]. Титан є нетоксичним, а його сплави мають високу міцність, порівнянну зі сталлю [2].

Легуючі елементи впливають на властивості титанових сплавів. α -сплави (Al, Sn, Zr) забезпечують міцність, β -сплави (Mo, W, Cr, Fe) покращують пластичність. V і Nb можуть бути як α -, так і β -стабілізаторами [4]. Сплави поділяються на α , α/β і β . Найпоширеніший α/β -сплав – Ti-6Al-4V, який можна зміцнювати термообробкою [1]. Відомо понад 100 титанових сплавів, але лише 20-30 використовуються комерційно. Ti-6Al-4V забезпечує понад 50% ринку, ще 20-30% – чистий титан. Розвиток нових сплавів здійснюється за допомогою машинного навчання [5].

Аерокосмічна галузь використовує 70-80% титанових сплавів у США через високу міцність і корозійну стійкість [6]. Автомобільна промисловість застосовує титан у гоночних двигунах з 1980-х років, а останнім часом і для інших деталей [17]. У медицині титан використовують для імплантатів, протезів, хірургічних інструментів та пористих адитивних конструкцій [7]. У нафтохімічній і морській галузях титан застосовується для виробництва резервуарів, теплообмінників і корпусів реакторів [7]. Дос-

лідження у галузі військової техніки спрямовані на вивчення мікроструктури при ударних навантаженнях [8]. Анодування дозволяє отримувати різні кольори, що використовується у ювелірних виробках та споживчих товарах [1].

Основним методом виробництва титанових злитків є вакуумно-дуговий переплав, який забезпечує високу якість металу [9]. Електронно-променевий переплав більш затратний, але дозволяє отримати чистий метал у вакуумі [10]. Плазмово-дуговий переплав ефективно видаляє азотовмісні включення [11]. Вакуумно-індукційний переплав забезпечує швидке перемішування розплаву, але рідко застосовується через відсутність стійких тиглів [12].

Електрошлаковий переплав, розроблений Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона, дозволяє очищати метал і рівномірно розподіляти легуючі елементи. Камерний електрошлаковий переплав розширює можливості легування титану [13].

Аддитивні технології включають селективне лазерне плавлення (SLM), плавлення електронним променем (EBM) і лазерне осадження металу (LMD). Вони дозволяють створювати різні індивідуальні конструкції, зменшувати витрати та підвищувати ефективність виробництва деталей із титанових сплавів [14].

Список літератури

1. Lütjering G. Titanium. / G. Lütjering. – Berlin : Springer, Heidelberg, 2007. – 442 p.
2. Marin E. Biomedical Applications of Titanium Alloys: A Comprehensive Review [Electronic resource] / E. Marin, A. Lanzutti // Materials. – 2024. – Vol.17, № 1. – P. 1–42. Mode of access: <https://doi.org/10.3390/ma17010114> (date of access: 09.01.2025). — Title from screen.
3. Brånemark R. Osseointegration in skeletal reconstruction and rehabilitation: a review [Electronic resource] / R. Brånemark, P. Brånemark, B. Rydevik, R. Myers // Journal of Rehabilitation Research and Development. – 2001. – Vol. 38. – № 2. – P. 175–181. Mode of access: <https://www.rehab.research.va.gov/jour/01/38/2/pdf/branemark.pdf> (date of access: 09.01.2025). — Title from screen.
4. Bania P. J. Beta titanium alloys and their role in the titanium industry [Electronic resource] / P. J. Bania // JOM. – 1994. – Vol. 46. – № 7. – P. 16–19. Mode of access: <https://doi.org/10.1007/BF03220742> (date of access: 09.01.2025). — Title from screen.
5. Leyens C., Peters M. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications / C. Leyens, M. Peters ; Weinheim :Wiley-VCH, 2003. – 532 p.

6. Gospodinov D. Classification, properties and application of titanium and its alloys [Electronic resource] / D. Gospodinov, N. Ferdinandov // ResearchGate. – 2016. – Вип. 55. – № 2. – P. 27–32. Mode of access: <http://conf.uni-ruse.bg/bg/docs/cp16/2/2-5.pdf> (date of access: 12.01.2025). — Title from screen.
7. Banerjee D. Perspectives on Titanium Science and Technology [Electronic resource] / D. Banerjee, J. C. Williams // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61 – № 3. – P. 844–879. Mode of access: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.10.043> (date of access: 27.01.2025). — Title from screen.
8. Ren Y. Shock-induced mechanical response and spall fracture behavior of an extra-low interstitial grade Ti–6Al–4V alloy [Electronic resource] / Y. Ren, F. Wang, C. Tan // Materials Science and Engineering: A. – 2013. – Vol. 578. – P. 247–255. Mode of access: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.10.043> (date of access: 27.01.2025). — Title from screen.
9. Donachie M. Titanium: A Technical Guide. / M. Donachie ; Materials Park, Ohio : Asm, 2000. – 381 p.
10. Патон Б.Є. Електронно-променева плавка титану. / Б. Є. Патон, М. П. Тригуб, С. В. Ахонін ; К. : Наукова думка, 2006. – 248 с.
11. Berezos V.O. Electron beam melting of titanium alloys for medical purposes. / V.O. Berezos, D.S. Akhonin // Electrometallurgy Today – 2023. – № 2. – P. 5–13.
12. Fashu S. A review on crucibles for induction melting of titanium alloys. [Electronic resource] / S. Fashu, M. Lototsky, M.W. Davids // Materials & Design. – 2020. – Вип. 186. – P. 1–13. Mode of access: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108295> (date of access: 09.01.2025). — Title from screen.
13. Рябцев А.Д. Рафінування і легування титану в процесі камерного електрошлакового переплаву. / А.Д. Рябцев, О.А. Троянський, С.М. Ратієв, О.А. Снижко, Ф.Л. Леоха // Наукові праці ДонНТУ. – Металургія. – 2011. – № 13 (194). – С. 148–156.
14. Trevisan F. Additive manufacturing of titanium alloys in the biomedical field: processes, properties and applications. [Electronic resource] / F. Trevisan, F. Calignano, A. Aversa // Journal of Applied Biomaterials & Functional Materials. – 2018. – Vol. 16 (2). – С. 57–67. Mode of access: <http://dx.doi.org/10.5301/jabfm.5000371> (date of access: 10.02.2025). — Title from screen.

Т. В. Лисенко¹, Є. М. Козішкурт², К. О. Крейцер²

¹Національний університет «Одеська політехніка», (ОП), Одеса

²Одеський національний морський університет, (ОНМУ), Одеса

ВИКОРИСТАННЯ МОДЕЛЮВАННЯ ГІДРОДИНАМІКИ ЗГЛАДЖЕНИХ ЧАСТИНОК ДЛЯ АНАЛІЗУ ТА ОПТИМІЗАЦІЇ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ

Метод гідродинаміки згладжених частинок (ГЗЧ) набуває значної популярності завдяки своїй гнучкості та ефективності в моделюванні складних ливарних процесів. Застосування цього методу дозволяє суттєво розширити межі точності та деталізації досліджень фізичних явищ, які відбуваються під час заливки та кристалізації металевих сплавів.

Особливістю даного методу є безсіткова структура моделі, де середовище представляється множиною дискретних частинок, кожна з яких взаємодіє з сусідніми через згладжувальні функції (рис. 1). Відсутність традиційної обчислювальної сітки значно спрощує аналіз складних геометрій лиття, особливо при наявності рухомих границь та фазових переходів.

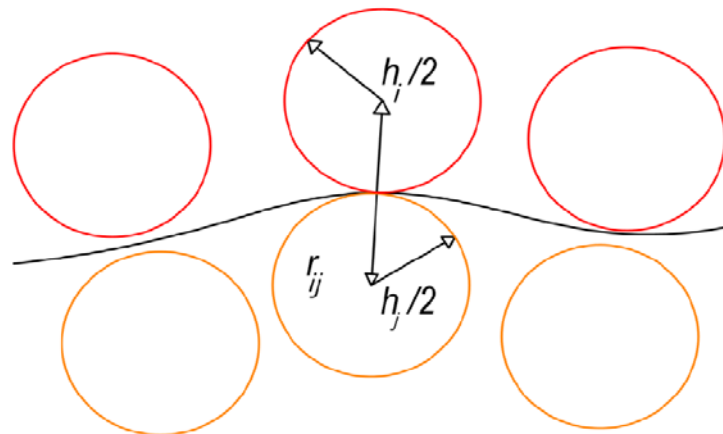


Рис. 1 - Взаємодія дискретних частинок на межі розділу фаз

Останні наукові дослідження[1,2] демонструють широкую інтеграцію методу гідродинаміки згладжених частинок у комерційні та відкриті програмні пакети для моделювання ливарних процесів, таких як Magmasoft, ProCAST та FLOW-3D. Це свідчить про значний інтерес до даного методу серед інженерів і технологів ливарного виробництва.

Використання ГЗЧ у комбінації з методом кінцевих елементів дозволяє вирішувати комплексні задачі, де необхідно одночасно аналізувати поведінку рідких фаз та статичні характеристики твердої фази. Такий гібридний підхід відкриває нові можливості для прогнозування остаточних механічних властивостей литих виробів, враховуючи вплив гідродинамічних та термічних процесів на формування внутрішньої структури.

Метод характеризується високою точністю моделювання руху рідкого металу в умовах турбулентності, високих швидкостей потоку та складних температурних градієнтів, що надає можливість оптимізувати швидкість заливки та температуру розплаву. Завдяки інтегрованому підходу ГЗЧ до аналізу процесів теплообміну можливо точно прогнозувати температурні розподіли всередині литих форм, що критично важливо для регулювання технологічних режимів заливки і забезпечення високої якості продукції. Гнучкість методу також дозволяє ефективно моделювати складні зовнішні умови, такі як охолодження форми, зовнішні механічні дії, тиск та особливості атмосфери лиття, що робить отримані результати максимально наближеними до реальних виробничих умов.

Крім того, метод ГЗЧ активно використовується для аналізу та візуалізації дефектів лиття, таких як пори, усадочні дефекти, газові включення, завдяки чому можливе точне корегування технологічних процесів ще на етапі проектування. Застосування сучасних алгоритмів дозволяє досягти високого ступеня реалізму симуляцій, наближених до експериментальних даних.

Водночас, подальший розвиток ГЗЧ спрямований на підвищення ефективності обчислювальних алгоритмів, а також на розширення функціоналу для моделювання нових матеріалів і процесів лиття. Це включає оптимізацію використання обчислювальних ресурсів і підвищення швидкості моделювання при одночасному збереженні високої точності розрахунків.

ГЗЧ є перспективним напрямком для сучасних ливарних виробництв. Його широке впровадження у промисловість дозволить значно підвищити якість та надійність литих виробів, знизити витрати на етапах проектування та виробництва, а також скоротити час на розробку нових виробів. Це робить ГЗЧ важливим інструментом сучасного інженерного аналізу та оптимізації технологічних процесів лиття.

1. Mohammad ZARBINI SEYDANI, Abdelkader KRIMI, Sofiane KHELLADI, Marie BEDEL, Mohamed EL MANSORI - 3D numerical simulation and experimental validation of resin-bonded sand gravity casting: Filling, cooling, and solidification with SPH and ProCAST approaches - Thermal Science and Engineering Progress - Vol. 47, p.102329 - 2023.

2. Guglielmini, T. Virtual manufacturing and simulation of metal casting processes [Електронний ресурс] / T. Guglielmini ; supervisors M. Gherlone, A. Cini ; Politecnico di Torino. – Torino, 2023. – 82 p. – URL: <https://webthesis.biblio.polito.it/29579/1/tesi.pdf>

УДК:621:74:04

Т.В.Лисенко, О.С.Рудий, А. Прокоф`єва

Національний університет «Одеська політехніка», Одеса

ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ТРУБОПРОВІДНОЇ АРМАТУРИ

Виливки із СЧ250, що використовуються для виробництва трубопровідної арматури (засувки, клапани, затвори, крани), повинні відповідати суворим технічним стандартам по хімічному складу, механічним властивостям. Жорсткі вимоги висуваються до структури та герметичності виливок [1,2]. На базі БМЗ «Прогрес» була проведена серія експериментальних досліджень, за результатами яких розроблена технологія та отримані рекомендації по оптимальним параметрам лиття виливок «Кришка» та «Корпус» для трубопровідної арматури. Нова технологія виготовлення дозволила отримати виливки необхідної якості.

На підприємстві плавлення металу виконується на кислі футеровці в індукційні печі ємністю 1 т. Підготовлена шихта завантажується в індукційну піч, після отримання 2/3 печі рідкого розплаву відбирається проміжна проба. Склад шихти наведений в таблиці 1

Таблица 1

№	Найменування матеріалу	Марка	ГОСТ або ТУ	Масова доля в шихті
1	2	3	4	5
1	Зворот власного виробництва	СЧ250	ДСТУ 8833:2019	27,2
2	Лом чавунний	17А		61

ЛИТВО.МЕТАЛУРГІЯ. 2025

3	Лом сталевий	1А		9,8
4	Лом сталевий легований	1А		1,0
5	Карбюризатор (Електродний бій)			0,75
6	Феромарганець	ФМн65	4755-80	0,25
7	Феросиліцій	ФС 75	1415-78	1,0
	Всього:			100
9	Сплав мідно-фосфористий	МФ9	4759-91	0,2

За результатом проведеного експрес-аналізу в разі необхідності корегується хімічний склад металу вводом легуючих елементів для забезпечення хімічного складу відливки. Рекомендований хімічний склад чавуну наведений в таблиці 2.

Таблица 2

Марка чавуну	Масова частка елементів, %				
	C	Si	Mn	P	S
	не більше ніж				
СЧ250	3,2 - 3,4	1,4 - 2,2	0,7 - 1,0	0,2	0,15

При температурі 1400-1450 °С метал зливається в ківш ємністю 400 кг прогрітий до температури 250 - 300 °С. В прогрітий ківш перед зливом металу вводяться наступні компоненти: модифікатор FeSiMg Mg-6%, мідно-фосфористий сплав марки МФ9 (ГОСТ 4759-91). Для зняття шлаку в ковші додається суміш - коагулятор шлаку. Після чого ківш передається на дільцю заливання, температура заливки форм 1320-1380°С.

В процесі формоутворення оснастка виготовлена з алюмінієвого сплаву і змонтована на підмодельній плиті. Підмодельна плита кріпиться до стола формувальної машини FOROMAT-40 та наноситься роздільне покриття на основі гасу та графіту, після чого встановлюється опока і наповнюється формувальна суміш.

Виготовлення форм ведеться при використанні формувальної суміші – «єдиної» по сирому із вологістю від 4,0 до 5% і міцністю від 60 до 120 кПа з рівнем ущільнення до твердості не нижче 70 одиниць. Склад формувальної суміші – пісок 20...30%, глина 2...3%, горіла суміш. Газопроникність - > 80 одиниць. Міцність на стиснення зразків в сирому стані – 0,045 – 0,055 МПа.

Після ущільнення суміші полуформа передається для збирання де виконується ремонт форми за необхідності та наноситься вогнестійке покриття.

Після висихання вогнетривкого покриття в нижню полуформу встановлюють стрижні та керамічний пористий фільтр Ø100x20 зі щільністю 20 ррі і виконується збирання двох полуформ. Навантаження форми перед заливанням 300 кг.

Стрижні виготовляються на стрижневому автоматі CTSX 12 .

Стрижнева суміш складається з зв'язуючого на основі конденсованої в лужному середовищі фенольної смоли –NOVANOL (zuwica Pol CO₂) – 2-3%, і піску. Міцність стандартних зразків на розрив після CO₂ – 0,4-0,5МПа Стрижнева суміш твердне за рахунок продування газом CO₂, (cold-box процес).

Після заливання через 1 - 2 години виливки попадають на вибивку. Вибивка форм виконується на інерційній вибивній решітці.

Після вибивки проходить відокремлення ливникової системи і відливки подаються на дробоструминну обробку.

Попередньо відливки перевіряються на герметичність гасом, якщо є брачні відливки на гермітичність вони відбраковуються (виправленню не підлягають), інші, згідно техпроцесу, зачищаються та повторно очищаються дробом .

З обробки виливки потрапляють на механічну обробку. Напівфабрикат виробу збирають через ущільнення та встановлюють в стенд де проходить гідровипробування. Порожнина виробу заповнюється рідиною під тиском згідно вимог креслення і витримується під заданим тиском 20 хвилин.

В разі виявлення течі виконується ремонт методом просочування матеріалами фірми Діамант. Після усунення течі (при ремонті проводиться повторне випробування). При позитивних результатах випробувань напівфабрикат передають на подальшу механічну обробку.

Розроблена технологія дозволила отримувати виливки із СЧ250 для трубопроводної арматури, які відповідають всім вимогам стандартів.

При виготовленні виливок технологічний брак не перевищує 0,8% і є стабільним.

Список літератури

1. ДСТУ EN 1561:2010 Литво. Сірий чавун. Технічні умови (EN 1561:1997, IDT). – [Чинний від 2011-01-01]. – К.: Держспоживстандарт України, 2010. – 24 с.
2. ДСТУ 9544-2015 Арматура трубопроводна. Норми герметичності затворів. – [Чинний від 2016-07-01]. – К.: Держспоживстандарт України, 2015. – 12 с.

В. Ю. Лисенков

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

ВИЗНАЧЕННЯ ПЕРВИННИХ ДАНИХ ПО ЗВ'ЯЗКУ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ІМПУЛЬСНОЇ ФОРМОВКИ ТА ТВЕРДОСТІ РАЗОВИХ ПІЩАНИХ ФОРМ

Метод пресування при виготовленні форм є більш привабливим в порівнянні із ущільненням суміші струшуванням, бо струшуючі формувальні машини малопродуктивні, дають неякісні форми, швидко зношуються, виводять оснастку з ладу, вимагають значного догляду та створюють великий шум. На відміну від них пресові машини з гідравлічним та пневматичним приводами високопродуктивні, безшумні у роботі. Перехід на підвищений тиск ущільнення зменшує роздуття форм і відхилення в розмірах і вазі виливків. Проте, з специфічності самого процесу пресування жорстким елементом, ця технологія застосовується лише за виготовленні низьких і простих за конфігурацією деталей. Відповідно, можна використовувати лише опоки, висота яких не перевищує 200 мм. Задля керування процесом ущільнення можна використовувати адаптивні підходи, що дозволяють моделювати процес ущільнення та знаходити кращі режими [1].

Але більш перспективним є процес імпульсного ущільнення. Існуючі ретроспективні результати лабораторних та промислових досліджень [2] можуть бути корисними для аналізу процесу імпульсного ущільнення та подальшого його моделювання. В такому процесі повітря діє на суміш подібно до еластичного твердого тіла, що змінює свій профіль в процесі пресування, відповідно до зміни профілю поверхні суміші. Окремі суміші в міру ущільнення переміщуються незалежно один від одного в область з меншим ступенем ущільнення. Зважаючи на це, сам процес гарантує рівномірність ущільнення поверхні форми незалежно від складності конфігурації моделі, обсягу та розмірів опок та інше.

Особливість процесу ущільнення полягає в тому, що напрямок руху повітря у бік підмодельної плити збігається з напрямком переміщення суміші, що сприяє ущільненню. Формувальна суміш ущільнюється за рахунок поглинання кінетичної енергії повітряного потоку та тиск повітря на суміш при переміщенні, таким чином, питомий тиск на всю площу суміші залишається рівномірним протягом усього процесу ущільнення.

Існуючі ретроспективні дані [2] були систематизовані задля виявлення первинних даних, що можуть бути використані в подальшому для побудови математичних моделей процесу ущільнення (таблиця 1).

Таблиця 1

Експериментальні дані по твердості форм, ущільнених імпульсним методом

Тиск та твердість форми за висотою опоки, мм							
130				400			
вент немає		площа вент 1%		вент немає		площа вент 1%	
Тиск, МПа	Твердість, од.	Тиск, МПа	Твердість, од.	Тиск, МПа	Твердість, од.	Тиск, МПа	Твердість, од.
0,85	72,5	0,3	74	0,25	77	0,25	78
0,9	74,5	0,3	75,5	0,55	83	0,55	84,5
1,1	77,5	0,7	76,5	0,6	85	0,85	84
1,2	77,5	0,7	77,5	1	83	1	83,5
1,3	78	1	79,5	1,15	84,5	1,2	86
1,5	79	1,2	81	1,2	85	1,3	86,5
1,7	83	1,25	82	1,4	87	1,4	87,5
–	–	1,6	85	1,5	87	1,6	87,5
–	–	–	–	1,6	88	1,7	87,5

Отримані результати, в разі подальшої їх обробки та математичного моделювання можуть бути корисними в процесах модернізації формувальних машин [3].

Список літератури

1. Lysenkov, V., Demin, D. (2023). Adaptive method of estimating the dynamic characteristics of the bottom pressing process when making disposable casting molds. Technology Audit and Production Reserves, 5 (1 (73)), 6–11. doi: <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2023.288152>
2. Кириченко А., Манакин А., Яшин П., Ткаченко В. Розробка технології та необхідного технологічного обладнання для виготовлення форм та стрижнів з використанням імпульсних навантажень. Звіт з науково-дослідної роботи №17-8797, м. Краматорськ, 1966
3. Дьомін, Д. А. Синтез системи управління імпульсним формоутворенням в процесі модернізації струшуючо-пресової формувальної машини [Текст] / Д. А. Дьомін // Вісник національного технічного університету «ХПІ». – 2013. – № 70. - С. 105-114.

В.М. Ломакін¹, В.М. Кропівний¹, Є.Г. Афтанділянц^{2,3}, С.В. Гнилокурєнко^{2,3}

¹Центральноукраїнський національний технічний університет, Кропивницький,

²Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

³Національний університет біоресурсів і природокористування України, Київ

vik284333@gmail.com, vlkropivny@gmail.com

МОДЕЛЮВАННЯ ТА ЧИСЕЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗАЗОРУ З ГАЗОВИМ ПРОШАРКОМ В КОКІЛІ НА КІНЕТИКУ ТВЕРДІННЯ І СТРУКТУРУ ЧАВУННИХ МЕЛЮЧИХ КУЛЬ

Останнім часом значного розвитку отримали технології виготовлення литих мелючих тіл з вибіленого чавуну [1, 2], переважно - лиття в багатомісні кокілі.

Для розрахунку кінетики твердіння виливків куль в таких формах можливе застосування типового інструментарію, а саме: створення 3D-моделі кокілю з виливками в системі комп'ютерного проектування Solid Works, виконання розрахунку процесу твердіння і охолодження вже твердих виливків за допомогою системи комп'ютерного моделювання LVMflow. При цьому врахувавши шар вогнетривкої кокільної фарби, з характеристиками, що присутні в базі даної системи. Але, при такому підході ігнорується виникнення зазору з газовим прошарком між виливком і стінкою кокілю, який здатен значною мірою уповільнити теплопередачу і процес твердіння. Внаслідок цього можна припустити графітизацію чавуну в поверхневому шарі металу вилівка, що вкрай не бажано.

В роботі виконано моделювання і чисельне дослідження на ЕОМ впливу динаміки утворення зазору з газовим прошарком на кінетику твердіння і структуру виливків мелючої кулі (Ø40 мм) в чавунному кокілі. При цьому було здійснено перехід від реальної конструкції багатомісної ливарної форми до її моделі – сферичного кокілю зі збереженням його товщини стінки (40 мм) з одним виливком кулі в центрі. Це дозволило моделювати тепловий процес і розв'язувати задачу в сферичній системі координат.

Основним процесом структуроутворення у виливку є термічний процес. Рівняння процесу теплопровідності в сферичній системі координат для одновимірного температурного поля має вигляд:

$$c_i \rho_i \frac{\partial T_i(r,t)}{\partial t} = \lambda_i \left(\frac{\partial^2 T_i(r,t)}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial T_i(r,t)}{\partial r} \right) \quad (1)$$

де c_i – теплоємність; ρ_i – щільність; λ_i – коефіцієнт теплопровідності; T_i – температура; r – радіус-вектор ($r = 0$ в центрі кулі); t – час; i – ідентифікатор (1 – рідка фаза у виливку, 2 – двофазна частина виливка; 3 – тверда кірка у виливку; 4 – шар кокільної фарби; 5 – стінка кокілю).

При математичному формулюванні задачі рівняння процесу було доповнене початковими і граничними умовами (в центрі кулі – симетричне охолодження; на зовнішній поверхні сферичного кокілю – конвективний теплообмін).

При нагріванні кокілю після заливки розплаву елементарне розширення його стінки ($d\varepsilon$) вздовж радіуса можна представити так:

$$d\varepsilon = l\beta_5 dT_5 \quad (2)$$

де l – товщина стінки кокілю;

β_5 – коефіцієнт термічного розширення матеріалу (чавуну) кокілю;

T_5 – поточна температура стінки кокілю.

З урахуванням неоднорідності температурного поля стінки кокілю її розширення представили так:

$$\Delta\varepsilon = \Delta r\beta_5 \sum (T_5(r, t) - T_{п.к.}) \quad (3)$$

де Δr – скінченна мала величина приросту радіус-вектору r ;

$T_5(r, t)$ – температура стінки, як функція радіус-вектору r і поточного часу t ;

$T_{п.к.}$ – початкова температура кокілю.

При цьому ігнорується гальмування розширення внутрішніх шарів стінки кокілю більш холодними зовнішніми.

Величину лінійної усадки виливка кулі (Δu) в кокілі для будь-якого поточного моменту часу t визначали аналогічно (3):

$$\Delta u = \Delta r\beta_3 \sum (T_{сол.} - T_3(r, t)) \quad (4)$$

де β_3 – коефіцієнт лінійної усадки матеріалу виливка кулі;

$T_3(r, t)$ – температура твердої кірки виливка, як функція радіус-вектору r і поточного часу t ;

$T_{сол.}$ – температура солідуса сплаву.

У роботі обмежилися лише термічними ефектами, що дозволило уникнути надто складніших розрахунків.

Радіус виливка кулі і товщина стінки кокілю розглядаються як псевдопостійні розміри. Зауважимо, що для реалізації методики чисельного розрахунку температурного поля тіл на ЕОМ важливо мати незмінні їх розміри. Розрахункові зміни Радіус виливка

кулі і товщина стінки кокілю, $\Delta \varepsilon$ і Δu , знаходять своє відображення у ширині зазору – $\Delta z(t)$:

$$\Delta z(t) = \Delta f + \Delta \varepsilon + \Delta u \quad (5)$$

де Δf – товщина шару кокільної фарби.

Сформульовану задачу розв'язували чисельним методом скінченних різниць за неявною (стійкою) різницевою схемою на ЕОМ по спеціально розробленій програмі.

Алгоритм програми включає пряму і зворотну рекурентну прогонку при розрахунку температурного поля на сукупності точок просторово-часової сітки, якою було покрито переріз половини вилівка кулі і стінки форми. Припустили, що зазор заповнений повітрям і вуглекислим газом, а теплопередача через зазор здійснюється виключно теплопровідністю.

На рис. 1. наведено розрахункову кінетику твердіння вилівка Ø40 мм в металевій формі.

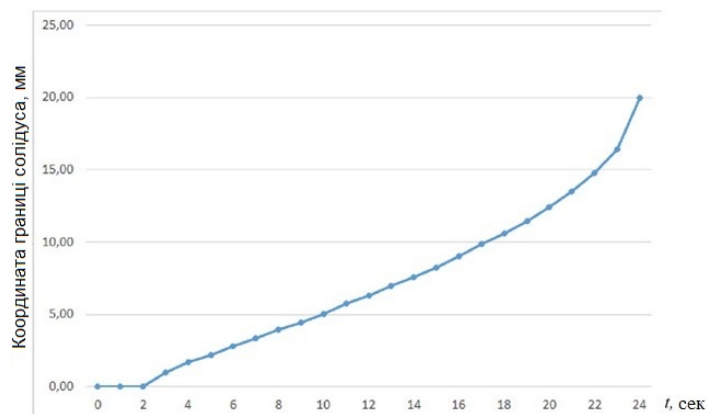


Рис.1. Кінетика твердіння вилівка кулі Ø40 мм в кокілі

(чавун вилівка містить 2,5% С і 1% Si; товщина стінки сферичної моделі чавунного кокілю 40 мм)

На рис. 2 наведено розрахункові графічні залежності, що характеризують зміну ширини зазору внаслідок розширення стінки металеві форми, внаслідок усадки вилівка та зміну загальної ширини зазору у часі від початку процесу до моменту вилучення вилівка з форми (550 °C).

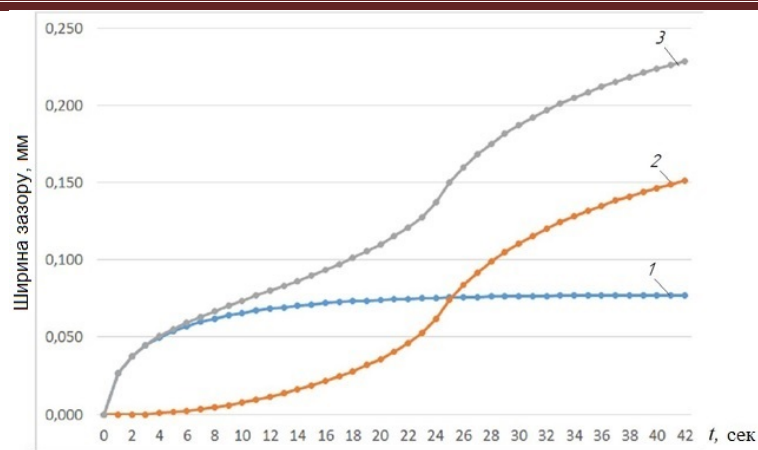


Рис. 2. Розрахункова зміна ширини зазору між виливком Ø40 мм і стінкою кокілю (чавун виливка містить 2,5% С і 1% Si; товщина стінки сферичної моделі чавунного кокілю 40 мм)

- 1 – зміна ширини зазору внаслідок розширення стінки кокілю;
- 2 – зміна ширини зазору внаслідок усадки виливка;
- 3 – зміна загальної ширини зазору ($\varepsilon + u$)

Розрахунки вказують на швидкість твердіння виливка, при якій формується структура білого чавуну по всьому перерізу. В центрі виливка швидкість твердіння підвищується, що є наслідком його симетрії. Гальмування теплопередачі зазором недостатнє для графітизації чавуну в поверхневому шарі литого виробу.

Запропонований комбінований метод моделювання дозволив дослідити безпосередньо в металевій ливарній формі взаємний вплив процесів розширення стінки, усадки і кінетики твердіння виливка кулі, на підставі уявлення про зміщення всього тіла виливка та стінки кокілю в протилежних напрямках, незважаючи на малий масштаб зазору з газовим прошарком.

В цілому функціонал розробленої програми дозволяє розраховувати процес твердіння та охолодження сферичних, циліндричних і плоских виливків з урахуванням динаміки утворення газових зазорів і без неї. Цілком ймовірно, що при розрахунку більш крупних виливків, в яких термічний процес відбувається не так швидко, можна отримати більш значущі результати моделювання.

Список літератури

1. Самойлов В.Н., Коновалов Ю.Н., Тистечок В.Д. Состояние и перспективы развития литья чугуновых мелющих тел в условиях КГ ГМК "Криворожсталь" //Металл и литье Украины. – 1999. – №9, 10. – С. 13-16.

2. Комплекс для центробежного лиття шарів /Воробьев А.А., Вербицкий А.В., Шевченко И.И., Карпенко В.Ф., Снаговский Л.М., Кадуха В.М. //5-я Респ. науч.-техн. конф. "Повышение технического уровня и совершенствования технологических процессов производства отливок": Тез. докл. Т.2. – Днепропетровск, 1990. – С. 120-121.

УДК 721.744

І.В. Лук'янов, О.І. Пономаренко

Національний Технічний Університет
«Харківський Політехнічний Інститут», Харків

РЕОЛОГІЧНІ МОДЕЛІ ТА ЇХ ВЛАСТИВОСТІ ДЛЯ ФОРМУВАЛЬНОЇ СУМІШІ

Лиття є технологічним методом одержання виробу шляхом заливки розплавленого матеріалу в спеціальну порожнину, що має конфігурацію одержуваної виливки, з наступним затвердінням, що призводить до збереження матеріалом форми робочої порожнини.

Лиття в піщані форми в даний час є універсальним і найпоширенішим способом виготовлення виливків. Цим способом виготовляють із усіх видів ливарних матеріалів різноманітні за складністю виливки будь-яких розмірів та маси. Відмінними рисами цього виду лиття є малі теплопровідність і теплоємність піщаної форми, що дозволяє отримувати виливки з малою товщиною стінки (2,5...5 мм). [1]

Формувальна суміш – це квазіоднорідний, квазіізотропний, складний реологічний матеріал, який володіє трьома фундаментальними реологічними властивостями такими як пружкістю, в'язкістю та пластичністю. Формувальна суміш є основним компонентом ливарного виробництва, де її реологічні властивості безпосередньо впливають на якість відливок. [2]

Оскільки ливарне виробництво характеризується високими вимогами до точності та передбачуваності процесів, актуальним є аналіз існуючих математичних реологічних моделей, що описують поведінку сумішей під час формування заготовок.

Реологія – це наука, що визначає зв'язок між силами, які діють на матеріал, та його деформацією. В даний час при виготовленні продукції необхідно точно прогнозувати їх реологічні властивості. Це особливо важливо для оптимізації технологічних процесів в ливарному виробництві. Реологічні моделі дають точний опис поведінки формувальних сумішей під дією зовнішніх сил, що дає змогу оптимізувати виробничий

процес, поліпшити якість виливків і знизити виробничі витрати. На сьогоднішній день, реологічні моделі широко знайшли своє застосування у пісчано-глиняних сумішей. Серед класичних моделей варто згадати ньютонівську модель як базовий підхід для рідин з постійною в'язкістю, проте вона не враховує нелінійних ефектів, які спостерігаються при високих швидкостях деформації, ідеальне пружне тіло Гука що відображає поведінку ідеально (без втрат) твердого матеріалу, ідеальне пластичне тіло Сен-Венана–Кулона - в основі якої лежить закон зовнішнього (сухого) тертя, відповідно до якого деформація відсутня, якщо напруження зсуву менше деякої величини, яка називається межею текучості.[3,4]

Різноманітні реологічні властивості реальних тіл можна моделювати за допомогою різноманітних комбінацій цих трьох моделей. Складні моделі складаються з декількох ідеальних моделей, з'єднаних паралельно або послідовно. До найвідоміших складних моделей слід віднести наступні:

- модель Кельвіна — Фойгта - модель твердого тіла, напруження у якому залежать від швидкості деформування;
- модель Максвелла - модель твердого тіла з властивостями текучості при довільному сталому навантаженні;
- модель Прандтля - модель твердого тіла з пружними властивостями до певної межі навантаження, перевищення якої приводить до необмеженої миттєвої деформації;
- модель Бінгама - модель матеріалу властивості текучості якого проявляються після досягнення певної межі навантаження а опір деформуванню залежить від швидкості деформації.

Подальші дослідження повинні зосередитися на розробці гібридних моделей, які поєднують класичні підходи з сучасними чисельними методами, а також на врахуванні додаткових параметрів, що впливають на процес лиття.

Таким чином, розробка реологічних моделей є важливим інструментом для розуміння і поліпшення процесу лиття, особливо якщо матеріал має складні реологічні властивості. Впровадження нових технологій і методів дослідження в цій галузі сприяє подальшому розвитку ливарного виробництва і забезпечує високу якість продукції та економію ресурсів.[5,6].

Література

1. Olga Ponomarenko; Nataliia Yevtushenko; Oleg Khoroshylov; Stepan Yevtushenko; Tatyana Berlizeva; Mikhailo Vorobyov; Ihor Lukianov. (2023). Using an Object-

Oriented Approach in Foundry Production. In: Cioboată, D.D. (eds) International Conference on Reliable Systems Engineering (ICoRSE) - 2023. ICoRSE 2023. Lecture Notes in Networks and Systems, vol 762. Springer, Cham.

2. Пономаренко О. І. Системна оптимізація процесів у ливарному виробництві. / О.І.Пономаренко, Н.С. Євтушенко // Матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» – Краматорськ : ДДМА, 2021. – С.96-97.

3. Євтушенко С. Д. Методика вибору технології виготовлення виливків / С. Д. Євтушенко, О. І. Пономаренко, Н. С. Євтушенко // IX міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» /— Краматорськ : ДДМА, 2023. – С. 49-51.

4. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. / відп. ред. В. Г. Іванов ; Нац. ун-т "Запорізька політехніка". – Запоріжжя, 2025. – С. 122-124.

5. Вплив величини тиску на якість відливок при кристалізації під тиском / Євтушенко С. Д., Акімов О. В., Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І. // Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. – Запоріжжя, 2025. – С. 119-122.

6. Olga Ponomarenko, Nataliia Yevtushenko, Tatiana Lysenko, Vitalii Voronets, Stepan Yevtushenko, Pavlo Shelepko & Mikhailo Vorobyov. Operation Control of Melting Furnaces in Foundry Workshops Using Simulation Models. In: Cioboată, D.D. (eds) International Conference on Reliable Systems Engineering (ICoRSE) - 2024. ICoRSE 2024. Lecture Notes in Networks and Systems, vol 1129. Springer, Cham

В.В. Мазур

ТОВ «Синельниківська теплоізоляція»

mazur0709@gmail.com

ЗАСТОСУВАННЯ ВОГНЕТРИВІВ ІЗ МУЛІТОКРЕМНЕЗЕМИСТОГО ВОЛОКНА – ЕФЕКТИВНИЙ ЗАСІБ ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЇ І ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯ В МЕТАЛУРГІЇ

Найважливіші напрями досліджень у металургії України в останні роки пов'язані з проблемою енергозбереження. Ця проблема у повоєнні роки буде загострюватися. Одним із ефективних шляхів її вирішення полягає у більш широкому застосуванні в доменному, сталеливарному, прокатному та в інших енергозатратних переділах металургійного циклу сучасних ефективних вогнетривів, зокрема із мулітокремнеземистого волокна.

На заводі «Синельниківська теплоізоляція» («СИНТІЗ») удосконалено виробництво вогнетривких плит, блоків, фетру, повсті, картону, паперу тощо, які спроможні експлуатуватися в постійному режимі при температурах до 1600 °С, роздувом розплаву із шихти, основними складовими якої є Al_2O_3 і SiO_2 [1–3 та ін.]. Інноваційна технологія виробництва таких вогнетривів передбачає застосування в шихті добавок до її складу діоксиду цирконію, що суттєво посилює температурну стійкість мулітокремнеземистого волокна.

Зазначені вогнетриви вже активно застосовуються в металургії. Їх використання надає найбільший ефект при застосуванні в агрегатах періодичної дії, оскільки вогнетривкові вироби із мулітокремнеземистого волокна є безінерційними і не потребують витрачання чавуну і тепла на розігрів промислових агрегатів до необхідної робочої температури після зупинок. Застосування такої теплоізоляції поширюється у ливарному виробництві, машинобудуванні, хімічній промисловості.

Список літератури

1. ВАТ «Український науково-дослідний інститут вогнетривів імені А.С. Бережного» – 75 років. Харків: *Прапор*. 2002. 272 с.
2. Мазур В.Л., Рябов А.И., Мазур В.В. «Мякие» огнеупоры – эффективный путь тепло- и энергосбережения // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2008. № 2. С. 82–86.

3. Мазур В.В. Розвиток технології виробництва теплоізоляційних матеріалів для використання в металургії та машинобудуванні // *Метал та лиття України*. 2023. Т. 31. № 4 (2023). С. 59–63. <https://doi.org/10.15407/steelcast2023.04.07>.

УДК 378.147:614:331.45

UDC 621.742

**A.T. Mamedov¹, N.Sh. Ismailov², A.I. Babayev¹, M.Ch. Huseynov¹,
A.A. Jafarova¹**

¹Azerbaijan Technical University, ² Azerbaijan State Marine Academy
ariff-1947@mail.ru¹, nizism@mail.ru², aqil.babaev@aztu.edu.az¹, mux-tar.huseynov@aztu.edu.az¹, afetceferova8@gmail.com²

ON THE MECHANISM OF CRACK FORMATION IN STEEL SHIP HULL STRUCTURES

The results of studies on the mechanism of crack formation in ship hull structures have been analyzed. It has been shown that cracks in shipbuilding steels and the collapse of the structure can occur long before the maximum loading conditions are created. It has been confirmed that the cause of the formation of permanent cracks is sharp-angled technological cracks in the connected elements of the ship hull. Sharp-angled transitions play the role of stress concentrators in the hull, and stresses create conditions for the regular development of fatigue cracks.

The welded hull of the ship behaves as a single environment, in such an environment microcracks propagate freely and can lead to the collapse of the hull. This issue must be taken into account in the strength calculations of ship hull structures. Otherwise, an incorrect idea of the reliability of the material under operating conditions may arise. According to the principles of classical mechanics, the failure of materials, including shipbuilding steels, occurs experimentally instantaneously when the maximum load is applied. However, numerous failure cases and studies of their causes show that catastrophic failure can develop well before the maximum load (1,2).

Thus, mass destruction was first recorded in ship hull structures operated during World War II. At that time, a serial naval transport vehicle called “Liberty” was being produced in the United States to meet the needs of the Allied troops. In its manufacture, welding of ship hull elements began to be widely used. Previously, individual elements of the hull were connected by rivets (3). These ships, after almost a few sea voyages, had persistent cracks in the hull. Therefore, the further operation of such ships could pose a serious danger.

There were even cases of ships breaking in half in rough waters. However, since there were hermetic compartments in the hull, the "half-ships" retained their buoyancy and did not sink.

Later studies revealed that the reason for the formation of permanent cracks was the absence of various technological cracks in the connected elements of the ship's hull, or the presence of sharp angles in these cracks (5,6). It has been established that sharp angles act as stress concentrators in the hull, and when the hull is at the crest of a wave, the stresses create conditions for the regular development of fatigue cracks. Unlike a welded hull, which behaves as a solid medium, cracks can propagate unhindered in such an environment, leading to hull collapse.

Thus, the cause of the formation of delaminations in shipbuilding sheet steel is the spread of dendrite heterogeneity of the metal and the associated layered arrangement of non-metallic compounds. Non-metallic inclusions cause stress concentrations, such particles have the potential for microcracking. It is precisely microcracks that cause the breakdown of the bonds between non-metallic inclusions and the base metal. The subsequent propagation of the resulting microcracks occurs at stresses below the yield stress of the steel. Then, crack propagation occurs more easily at the surface of the accumulation and separation of non-metallic inclusions.

Thus, it can be concluded that the fracture toughness of steels for ship hull structures is that the failure of steel can occur at stresses significantly below the yield point of the metal in the presence of microscopic imperfections and non-metallic inclusions, and this should be taken into account in the strength calculations of structures. If this situation is not taken into account, an incorrect idea of the reliability of the material under operational conditions may arise.

This work was carried out with the financial support of the Science Foundation of Azerbaijan - Grant No. AEF-MCG-2023-1 (43) -13 / 01-M-01

References

1. Мамедов А. Т., Бабаев А. И., Исмаилов Н. Ш. и др. Освоение производство горячедеформированных обсадных труб из марки стали 32Г2 в условиях ООО «Ваку Steel Company» // Вестник Азербайджанской Инженерной Академии. 2022. Т. 14. № 4. С. 48–55.
2. Мамедов А. Т., Исмаилов Н. Ш. и др. Особенности получения труб с заданным свойствами для нефтегазовой промышленности // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2022. Т. 78. № 3. С. 257–263.

3. Arif Mammadov, Subhan Namazov, Agil Babayev, Nizami Ismailov, Mukhtar Huseynov, Faiq Quliyev. Identification of the nature of the formation of surface defects in the body of the pipe intended for the oil and gas industry //"EUREKA: Physics and Engineering" Number 1, 2025, p.106-120. DOI: 10.21303/2461-4262.2025.003660.

S.M. Mezentsev, O.I. Ponomarenko

National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute",
Ukraine, Kharkiv

POSSIBILITY OF PROCESSING OXIDIZED SECONDARY RAW MATERIALS BY METALLURGICAL METHOD

The secondary metallurgy of Ukraine is concerned with the creation of small-scale production facilities for the utilization of substandard secondary raw materials containing valuable metal components. Secondary raw materials pose a serious environmental hazard if stored on the territory of the enterprise. Metal compounds found in waste have toxic effects. Such raw materials are not desirable to be used without deep metallurgical re-distribution as alloying additives in the smelting of alloyed cast irons and steels [1, 2].

Solving this problem in modern conditions is quite difficult. For many years, there was no general conceptual approach to the collection of substandard waste containing metals in Ukraine. The processing of such technogenic deposits is impossible due to the lack of information about what substances, in particular hazardous substances, may be in the composition of such dumps. And in the near future, problems related to the disposal of used military equipment and weapons will appear. Military equipment has its own specifics of manufacturing and processing. Such equipment consists of 75-80% high-alloy steel grades. Previously, scrap metal from such steels was processed to a limited extent in Ukraine. Now the situation with processing has worsened even more. The profitability of such processing depends on the availability of sufficient labor and energy resources, and other factors.

Creating a technology for processing hazardous waste will allow enterprises where waste is generated to be interested in their proper collection. It is necessary to encourage enterprises that effectively dispose of their waste without storage. The main requirements for this technology are the absence or minimization of harmful emissions with wastewater and exhaust gases into the environment.

One of the methods for processing waste from high-alloy steels and cast irons is the pyrometallurgical method. This processing method will avoid the formation of wastewater with toxic and harmful substances, which favorably distinguishes it from hydrometallurgical redistribution [3]. On the other hand, high temperatures stimulate significant gas emissions, the protection of which requires significant capital investments. The most important reserve in their reduction and avoidance of possible evaporation of accidental toxic uncontrolled substances is a decrease in the temperature of the waste processing process. To determine the direction and completeness of the course of reactions in metallurgical processes, thermodynamic calculations are used, in particular, the concept of the change in Gibbs free energy (ΔG^0) is used. Reducing agents traditionally used in metallurgy are solid carbon (C), carbon monoxide (CO) and hydrogen (H_2). If we consider the metal oxides that are most often found in scrap metal, in terms of the change in Gibbs free energy, it was found that carbon has the best reducing ability in the temperature range from 1000 to 2000 K among these oxides. When comparing hydrogen and carbon, it was determined that hydrogen has a better reducing ability up to 1000 K, and carbon at higher temperatures.

The recovery of metal oxides contained in waste will allow obtaining secondary raw materials for further use as alloying additives in the smelting of alloyed cast irons and steels [4]. This will also reduce the negative impact on the environment.

Список використаних джерел

1. Мезенцев С. М. Отримання комплексної лігатури з відходів виробництва [Електронний ресурс] / Мезенцев С. М., Пономаренко О. І., Мартиненко О. Г. // Неметалеві вкращення і гази у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. / відп. ред. В. Г. Іванов ; Нац. ун-т "Запорізька політехніка". – Електрон. текст. дані. – Запоріжжя, 2025. – С. 112-115.
2. Шляхи отримання феросплавів із відходів машинобудівних підприємств [Електронний ресурс] / С. М. Мезенцев, О. І. Пономаренко, І. О. Мезенцева, Н. С. Євтушенко // Литво. Металургія. 2024 : матеріали 20-ї Ювілейної Міжнар. наук.-практ. конф., 28-30 травня 2024 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2024. – С. 160-162.
3. Sokolov, V.M. Processing the Ni- And Cr-bearing oxidized scarfing granulates with liquid cast iron / Sokolov, V.M., Gorbenko, V.V., Vinnik, I.A., Mekhed, O.M. // TMS Fall Extraction and Processing Division: Sohn International Symposium, 2006, 1, p. 453–462.

4. Мезенцев С.М. Особливості легування чавунів та сталей відходами машинобудівних підприємств / С. М. Мезенцев, О.І. Пономаренко, Н.С. Євтушенко, І.О. Мезенцева // Литво. Металургія. 2023 [Електронний ресурс] : матеріали 19-ї, 12-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 жовтня 2023 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2023. – С. 135-137.

УДК 331.45

І. О. Мезенцева, Н. С. Євтушенко, В. О. Орлова, О. Г. Мартиненко

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», Україна, м. Харків

ВЕНТИЛЯЦІЯ ВИРОБНИЧИХ ПРИМІЩЕНЬ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ

Значною проблемою у сучасному суспільстві стають хронічні професійні захворювання. Кількість професійних захворювань в останні роки в Україні невпинно зростає [1]. Перше місце серед хронічних професійних захворювань займають захворювання органів дихання, друге місце - захворювання опорно-рухового апарату, третє місце - хвороби слуху і четверте - вібраційна хвороба [1, 2]. Серед професійних захворювань ливарників на першому місці стоять захворювання органів дихання [3].

У повітрі робочої зони працівників ливарних цехів знаходиться велика кількість шкідливих речовин. Джерелами виділення пилу та газу є обладнання для приготування сумішей та стрижнів, самі плавильні агрегати, а особливо ділянки формування, вибивання та очищення виливків.

Пил ливарних цехів по дисперсному складу відноситься до дрібної та найдрібнішої фракції, які протягом тривалого часу знаходяться у підвішеному стані у повітрі робочої зони. Особливу небезпеку представляє пил за розмірами частинок 1-10 мкм. Кількість пилинок розміром до 2 мкм при різних процесах в ливарних цехах складає 62-87% загального числа пилинок, які знаходяться у повітрі. Значні виділення пилу, який містить двоокис кремнію, спостерігається при вибивці виливків, в процесі приготування формувальних і стрижневих сумішей, при виготовленні моделей в інших операціях. Так, при очищенні виливків у барабанах, що містять діоксид кремнію в виділеннях вміст пилу доходить до 94,3%, а при вибивці виливків – до 99,2%. Окрім двоокису кремнію в пилу містяться металічні та інші частинки [3-5].

До газів та парів, якими забруднюються повітря робочої зони ливарних цехів, відносяться акролеїн, ацетон, ацетилен, бензол, оксид азоту, оксид вуглецю, діоксид сірки, уротропін, вуглецевий газ, фенол, формальдегід, хлор, етиловий спирт та інші.

Окрім пилу та шкідливих речовин на працівників ливарних цехів негативно впливає променисте тепло та підвищена температура. Інтенсивність теплового потоку на ряді робочих місць досягає досить високих значень. На рисунку 1 приведені дані щодо інтенсивності теплового потоку на деяких робочих місцях в ливарних цехах.

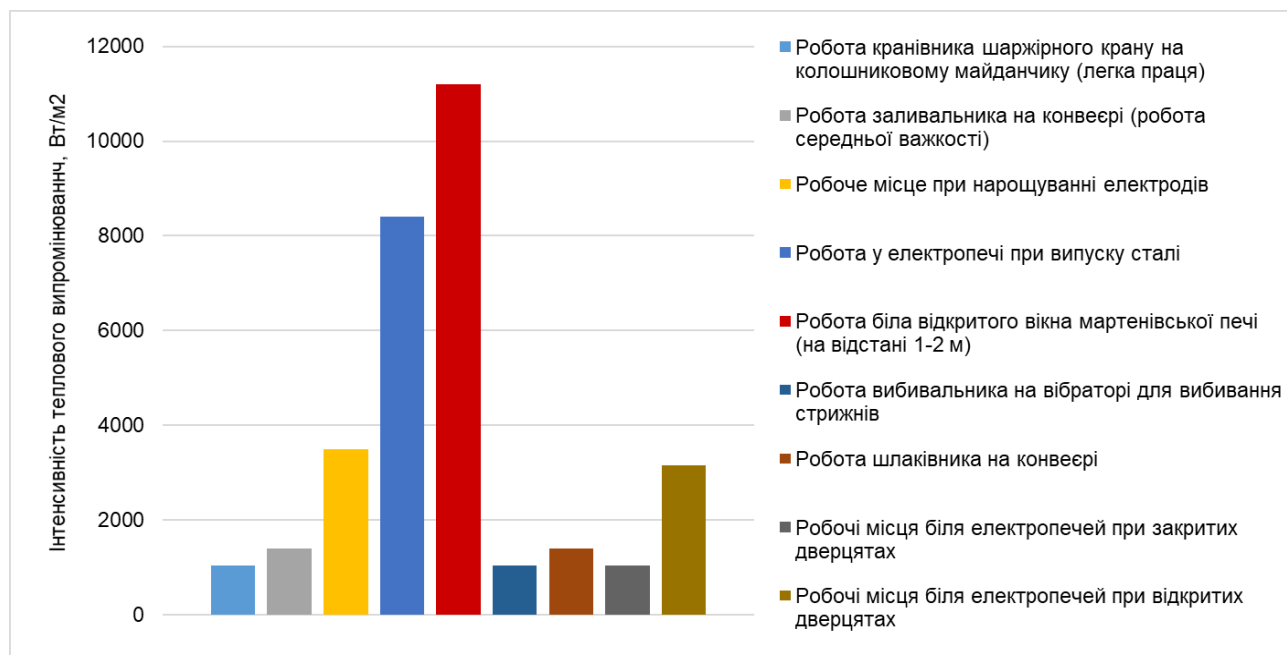


Рис. 1 – Інтенсивність теплового потоку на робочих місцях в ливарних цехах.

Відомо, що інтенсивність теплового потоку менш 700 Вт/м^2 не викликає неприємного відчуття, якщо діє протягом декількох хвилин, а понад 3500 Вт/м^2 уже через 2 с викликає печію. Крім того, наслідки впливу теплового потоку на організм людини залежать від спектральної характеристики випромінювання.

Для зниження кількості пилу і шкідливих речовин у повітрі робочої та регулювання параметрів мікроклімату у ливарних цехах повинна бути передбачена припливно-витяжна вентиляція. Ефективність роботи механічної припливно-витяжної вентиляції багато в чому залежить від раціонального розміщення вентиляційних пристроїв у приміщенні будівлі. Припливні вентиляційні камери рекомендовано групувати і розміщувати поза виробничими площами. Найчастіше розташовують вентиляційні камери на антресолях, у вставках між прольотами, на першому поверсі двоповерхових будівель. В основних виробничих відділах чисте повітря подається в робочу зону (на

висоті 3,5 – 5 м від підлоги), за винятком окремих відділень обрубки, очищення виливків та складів, де повітря подають на рівні нижнього поясу ферм.

У ливарних цехах повинно також відбуватися інтенсивне видалення запиленого повітря від машин та апаратів, робота яких призводить до пилоутворення. До механічного обладнання, яке характеризується великим виділенням пилу, у ливарних цехах відносять машини, що утворюють суміші, конвеєри, агрегати, що переробляють й транспортують відроблену суху формувальну або стрижньову суміш, подрібнювачі та млини для вугілля й глини, робочі місця, що обладнані для очищення виливків [5].

Окрім загально-обмінної механічної припливно-витяжної вентиляції у ливарних цехах необхідно застосовувати місцеву припливну вентиляцію. Зокрема повітряне обдування – застосовується в гарячих цехах ливарного виробництва на місцях постійного перебування робітників, на яких впливає інтенсивне інфрачервоне випромінювання понад 350 Вт/м². Для попередження перегрівання організму робітників припливне повітря спрямовується безпосередньо на поверхню тіла робітника у вигляді так званого повітряного обдування. Швидкість повітря обдування залежить від інтенсивності інфрачервоного випромінювання і категорії виконуваних робіт.

Використання ефективної та потужної системи вентиляції у приміщеннях ливарних цехів дозволить знизити концентрацію пилу та шкідливих речовин у повітрі робочої зони, а також захистити працівників від впливу променистого тепла та підвищеної температури. Зниження кількості професійних захворювань органів дихання ливарників безумовно залежить від низки заходів спрямованих на створення безпечного виробничого середовища, але щодо даного виду виробництва саме для покращення сприятливого мікроклімату у виробничих приміщеннях ливарних цехів застосування вентиляційної системи є визначальним фактором.

Список використаних джерел

1. Trends and Challenges of Chronic Occupational Morbidity in Ukraine: A Sectoral Analysis and Preventive Strategies / Iryna Mezentsseva [et al.] // Diversity: Disease Preventive of Research Integrity. – 2025. – Vol. 5, iss. 2. – P. 60-68.
2. Мезенцев С. М. Запорука майбутнього життя - безпека праці / С. М. Мезенцев, Н. С. Євтушенко, І. О. Мезенцева // Future Healthcare: Innovations, Advances and Progress : proc. of the 2nd Intern. Sci. and Practical Internet Conf., June 15-16. – Dnipro : FOP Marenichenko V. V., 2023. – P. 105-107.
3. Забезпечення безпечних умов праці для профілактики професійних захворювань працівників металургійного і ливарного виробництва / Н. С. Євтушенко [та ін.]

// Метал та лиття України = Metal and Casting of Ukraine. – 2022. – Т. 30, № 3 (330). – С. 117-125.

4. Охорона праці у ливарному виробництві : курс лекцій для студентів вищих навчальних закладів напряму 0904 «Металургія» / Н. М. Глиняна. – Краматорськ : ДДМА, 2009. – 184 с.

5. Формування та профілактика професійних захворювань обробувачів ливарних цехів / Н. С. Євтушенко [та ін.] // Литво. Металургія. 2023 : матеріали 19-ї, 12-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 жовтня 2023 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2023. – С. 92-95.

УДК 331.45

І. О. Мезенцева, О.О. Кузьменко, В.С. Вамболь

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», Україна, м. Харків

ПРОФЕСІЙНІ ЗАХВОРЮВАННЯ ПРАЦІВНИКІВ ДОБУВНОЇ ТА МЕТАЛУРГІЙНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ

Проблемою виробничого травматизму у сучасному світі опікується кожна розвинена держава. Щорічно близько 2 мільйони людей помирають від хвороб і травм, пов'язаних з трудовою діяльністю [1]. В Україні ймовірність виробничого травматизму та професійних захворювань у 5-8 разів вища, ніж у інших промислово розвинених країнах Європейського Союзу [2].

Виробничі травми працівники отримують раптово, а ось професійні захворювання виникають протягом певного часу і є результатом тривалого впливу на працюючих шкідливих виробничих факторів. Економічні втрати, що пов'язані з професійними захворюваннями, складають близько 4% національного валового продукту [1].

Серед професійних захворювань в Україні на першому місці стоять захворювання органів дихання, друге місце займають захворювання опорно-рухового апарату, третє місце - хвороби слуху і четверте - вібраційна хвороба [2-4]. На рисунку 1 приведені дані про загальну кількість працівників, що отримали хронічні професійні захворювання (ХПЗ) в Україні з 2017 по 2022 роки та статистичні дані в галузі добувної

промисловості. Із рисунка видно, що ХПЗ у галузі добувної промисловості складають від 84 до 90 % від загальної кількості випадків. Звертає на себе увагу те, що найбільша кількість ХПЗ сталася у 2021 році. Автори робіт [2, 4] звертають увагу на те, що сплеск професійних захворювань у 2021 році пов'язаний із пандемією коронавірусної інфекції. Спад ХПЗ у 2022 році може бути пов'язаний з воєнними діями на території України і складністю проведення процедури встановлення зв'язку захворювання з умовами праці.

Роботи в галузі добувної промисловості відносяться до робіт з підвищеною небезпекою, на яких працівники найчастіше отримують хвороби органів дихання. На працівників впливає виробничий пил переважно фіброгенної дії (оксид чи діоксид кремнію, силікати та інші). Велика кількість захворювань опорно-рухового апарату пов'язана з важкими умовами праці, а захворювання органів слуху – з виробничим шумом. Найпоширенішими захворюваннями серед ливарників є силікоз та пиловий бронхіт, а також вібраційна хвороба і кохлеарний неврит слухового органу.

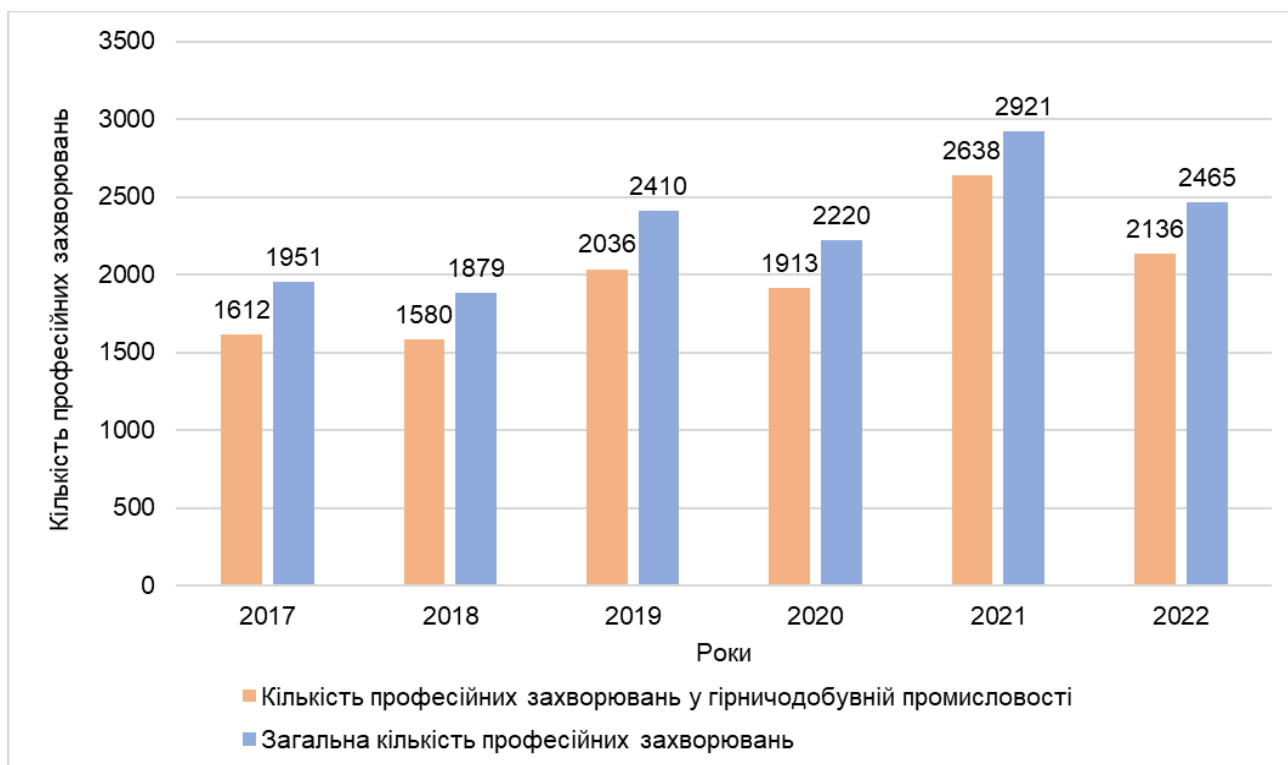


Рисунок 1 – Динаміка кількості випадків хронічних професійних захворювань на підприємствах України у 2017–2022 рр.

Велика кількість ХПЗ в Україні спостерігається у добувній та металургійній промисловості, де залишаються важкі та небезпечні умови праці, фізично та технічно

застаріле обладнання, неефективні системи захисту робітників тощо [2]. У той же час впровадження нових технологій і обладнання вимагає від роботодавців великих капіталовкладень.

Найбільш розповсюдженими обставинами, за яких виникли хронічні професійні захворювання є недосконалість технологічного процесу, невикористання засобів індивідуального захисту та недосконалість механізмів та робочого інструменту [1, 4].

З метою зниження впливу на працюючих шкідливих факторів треба вдосконалювати і модернізувати технології і обладнання, впроваджувати комплексну механізацію, автоматизацію, дистанційне управління виробничими процесами. Для захисту органів дихання і органів слуху необхідно розробляти і удосконалювати засоби колективного і індивідуального захисту. Впровадження системи автоматичної сигналізації у разі аварійного збільшення концентрації шкідливих речовин у повітрі та підвищення ефективності роботи вентиляційних систем дозволить знизити кількість захворювань органів дихання.

Список використаних джерел

1. Trends and Challenges of Chronic Occupational Morbidity in Ukraine: A Sectoral Analysis and Preventive Strategies / Iryna Mezentsseva [et al.] // Diversity: Disease Preventive of Research Integrity. – 2025. – Vol. 5, iss. 2. – P. 60-68.
2. Problems of occupational injuries and ways of its reduction on example of Ukraine / I. Mezentsseva [et al.] // Diversity: disease preventive of research integrity. – 2024. – Vol. 4, Issue 2. – P. 54-62.
3. Березовский А. П., Трус А. Н., Прокопенко Э. В. Аналіз професійних захворювань на виробництві в Україні // Вісник аграрної науки Причорномор'я. 2021. Вип. 3 (111).
4. Особливості гострих професійних захворювань серед працівників небезпечних виробництв за останні роки / І. О. Мезенцева [та ін.] // Метрологічні аспекти прийняття рішень в умовах роботи на техногенно небезпечних об'єктах : матеріали Всеукр. наук.-практ. Інтернет-конф., 2 листопада 2023 р. – Електрон. текст. дані. – Харків, 2023. – С. 149-153.

A. V. Narivskiy, S. L. Polyvoda, M. M. Voron, A. Yu. Semenko

Physico-technological institute of metals and alloys of the NAS of Ukraine, Kyiv

semenko.au@gmail.com

INFLUENCE OF MOLD ROTATION SPEED DURING CENTRIFUGAL CASTING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HOLLOW CASTINGS

Deformable Al-Mg system alloys are the most widely used among others, applied for pressed and rolled products manufacturing. Such structural alloys are widely used for aerospace and cryogenic technology (up to $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$). They also have high corrosion resistance and weldability that ensures obtaining uniformly strong welded joints. A significant disadvantage of these alloys is a low strength characteristic after deformation ($\sigma_{0,2} \leq 150\text{ MPa}$) [1]. Concluding this problem, increasing thermal stability and strength up to $\sigma_{0,2} > 400\text{--}450\text{ MPa}$ became one of the main tasks for these alloys. Possible solutions may lay in additional alloying with refractory, transition metals (TM) and rare earth metals (REM), as well as in influence of specific crystallization processes like centrifugal casting.

The total world production of casting by centrifugal method is 15% [2]. The main advantages of centrifugal casting are the possibility to obtain cylindrical castings and high metallurgical quality of products with beneficial structure and low defects quantity [3]. This process is commonly used to produce hollow castings with an axisymmetric shape without using internal cores and rods [2, 3]. Compared to gravity casting, centrifugal effect provides increasing of tensile strength approximately by 50%, deformation strain by approximately 300%, and a Young's modulus increase by 20% [4].

The quality of the casting is significantly depends on technological factors like the melt pouring temperature, the mold temperature, the nature of the primary phases that form in the initial period of crystallization, the chemical composition of the alloy and its crystallization temperature range, the cooling conditions of the inner surface of the casting, the speed of rotation of the mold and the pouring of metal, and others [5, 6].

The significant parameter in the process of centrifugal casting is the rotational speed of the mold. Due to its high rotational speed, it will produce a product with high tensile stress. A high rotational speed will result in a high centripetal force (the centripetal force is a quadratic proportion of the rotational speed), which can create strong convection in the liquid

pool. With a low rotation speed, there are some problems with the formation of a defective product and obtaining poor casting. However, at a critical speed of rotation, a uniform cylinder thickness will be created inside the mold wall. Thus, the rotational speed which is considered in this work is a really important factor in the centrifugal casting process. In previous research, the influence of the mold rotational speed on the structure and mechanical properties of the aluminum alloy was not considered in detail.

The presents research of the centrifugal casting technological parameters influence on the structure and mechanical properties of hollow castings made of aluminum alloy AlMg5, which is doped by small additions of transition and rare earth metals.

By using numerical simulation, it was determined that the installation of a foam ceramic filter in the pouring cup of a centrifugal casting machine contributes to the laminarization of the melt flow at the mold entrance. This improves the quality of cast metal reduces the thickness of the loose inner layer in hollow products.

According to the results of numerical simulation of the three investigated mold rotation speeds during centrifugal casting (1100, 1500, 2000 rpm), the speed ≥ 1500 rpm is the most favorable for the hydrodynamics of mold filling and the kinetics of castings crystallization.

With an increase of the mold rotation speed from 1100 to 2000 rpm, the thickness of the loose inner layer and its delamination decreases, microstructure refines and the mechanical properties of hollow castings increase. However, with an increase of the mold rotation speed, the unevenness of the mechanical properties along the length of the castings increases somewhat.

Compared to stationary mold casting, the mechanical properties of centrifugal castings increase: at 1500 rpm $\sigma_{0.2}$ - by 10%, σ_B - by 25%, δ - by 3 times, at 2000 rpm $\sigma_{0.2}$ - by 18%, σ_B – by 31%, δ – by 4 times. The results of the work indicate the expediency of using centrifugal casting method to improve the operational characteristics of products made of Al-Mg systems alloys.

For industrial application of the technology of centrifugal casting of hollow castings from Al-Mg alloy system, similar in size to those studied in this work, a rotation speed of 1500 rpm can be recommended as optimal. To obtain other types and sizes of castings for each specific case, additional research should be conducted. The influence of preheating the mold on the solidification rate of the casting, its structure, and mechanical properties requires further study.

References

1. A. Narivskiy, O. Shinsky, I. Shalevska, Yu. Kvasnitska, P. Kaliuzhnyi, S. Polyvoda, Modern technological processes of obtaining cast products and structures of responsible purpose from aluminum, ferrous carbon and heat-resistant alloys (PC Technology center, 2023). <https://doi.org/10.15587/978-617-7319-97-8.ch2>
2. S. Wei, S. Lampman, Centrifugal casting, Casting (ASM International, 2008) <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v15.a0005257>
3. M. A. Barron, D. Y. Medina, J. Reyes. (2020). Analysis of molten metal distribution in the mold of a horizontal centrifugal casting. Open Journal of Applied Sciences, Volume 10, pp. 444-454. <https://doi.org/10.4236/ojapps.2020.107031>
4. G. Chirita, I. Stefanescu, D. Soares, F. S. Silva. (2006). Centrifugal versus gravity casting techniques over mechanical properties. Anales de Mecánica de la Fractura, Volume 1, pp. 317-322.
5. T. P. D. Rajan, E. Jayakumar, B. C. Pai. (2012). Developments in solidification processing of functionally graded aluminum alloys and composites by centrifugal casting technique. Transactions of the Indian Institute of Metals, Volume 65, Issue 6, pp. 531–537. <https://doi.org/10.1007/s12666-012-0191-0>
6. B. Saleh, J. Jiang, A. Ma, D. Song, and D. Yang. (2019). Effect of main parameters on the mechanical and wear behavior of functionally graded materials by centrifugal casting: A review. Metals and Materials International, Volume 25, Issue 6, pp. 1395–1409. <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00273-8>

О.О. Наумик¹, О.О. Педаш², Д.О. Тьомкін³, В.В. Наумик¹

¹ НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

² АТ «МОТОР СІЧ», Запоріжжя

³ Запорізький машинобудівний завод ім. В.І. Омельченко, Запоріжжя

ТЕХНОЛОГІЧНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ПОКРАЩЕНИХ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ТА ЕКОНОМІЧХ ПОКАЗНИКІВ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ З ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ТА ЕНЕРГЕТИЧНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ

Проаналізовано і узагальнено сучасні металургійні технологічні процеси ведення плавки із застосуванням високотемпературної обробки розплаву і модифікування ливарних жароміцних нікелевих сплавів, в тому числі із використанням в шихті технологічного вороття, що в комплексі з гарячим ізостатичним пресуванням і подальшою термічною обробкою готових литих виробів забезпечують їх фізико-механічні, жароміцні і експлуатаційні властивостей, а також економічні показників на рівні світових аналогів та вище.

З використанням відомих методик, проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень та визначено найважливіші параметри, що характеризують структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Визначено основні температурні параметри, кількість основної зміцнюючої γ' -фази, межа короточасної і тривалої міцності жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування. Розрахункові показники відповідають рівню вимог ОСТ 1.90.126-85 та відомим практичним результатам досліджень сплаву ЖСЗДК-ВІ, в тому числі проведеним за участю авторки цієї роботи.

Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплаву ЖСЗДК-ВІ та його загальну придатність для широкого застосування модифікування різними комплексами для покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей. Підтверджено коректність застосованих параметрів температури і тиску в процесі гарячого ізостатичного пресування та термічної обробки сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Проведені дослідження підтверджують можливість використання в шихті 50%-ного вороття (після попереднього переплаву з високотемпературною обробкою розплаву) під час виготовлення робочих лопаток турбін. Гаряче ізостатичне пресування

перед стандартною термічною обробкою практично повністю заліковує мікропори і рихлоти у внутрішніх об'ємах металу, що сприяє стабілізації структури та покращує комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей відповідальних литих виробів із жароміцних нікелевих сплавів для авіаційних і енергетичних силових установок.

Проведено комплекс досліджень впливу різних видів модифікування при виплавленні жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на структуру і властивості відповідальних литих виробів. Досліджено виливки з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого карбонітридом титану; ітрієм; ітрієм у комплексі з карбонітридом титану або ніобієм при різних співвідношеннях присадок у розплав Ni-Y лігатури, Ti (TiCN) і Nb. Хімічний склад, механічні та жароміцні властивості досліджуваних зразків після ГП та стандартної ТО задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85. Мікроструктура зразків, відлитих зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за всіма варіантами (після ГП та ТО), характерна для нормально термообробленого стану сплаву ЖСЗДК-ВІ. Карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок переважно рівномірно розподілених в об'ємі металу.

За показниками механічних властивостей дослідні комплексно модифіковані зразки суттєво переважають інші і відповідають більш жорстким вимогам розробників авіаційних двигунів для матеріалу литих лопаток вентилятора.

Встановлено найкращий ефект від комплексного модифікування ітрієм і карбонітридом титану з присадками у розплав Ti (TiCN) – 0,075% і Ni-Y лігатури – 0,136%, що забезпечують формування найбільш сприятливої структури і значно кращі механічні та жароміцні властивості нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ. В цьому випадку спостерігається подрібнення зерна карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок, рівномірно розподілених в об'ємі металу; межі зерен тонкі з наявністю на межах карбідів розміром, що переважно, не перевищує ~3 мкм. Це, ймовірно, сприяло підвищенню ударної в'язкості до значень 5,88 Дж/см².

Для практичного використання у виробничих умовах рекомендовано технологічний процес виготовлення відповідальних виливків для авіаційного і енергетичного машинобудування з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, що передбачає високотемпературну обробку розплаву, застосування комплексного модифікування ітрієм і карбонітридом титану (оптимальні присадки у розплав Ti (TiCN) – 0,075% і Ni-Y лігатури – 0,136%), гаряче ізостатичне пресування при температурі 1210 °C і тиску 160 МПа та подальшу термічну обробку готових виливків за стандартним режимом (гомогенізація при температурі 1210 ± 10 °C протягом 4 г у вакуумі).

І. А. Небожак¹, В. Г. Новицький¹, О. В. Дерев'янка², О.А. Каранда

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

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

nebozhak@ukr.net

**ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ЗАЛИВАННЯ ТА ВМІСТУ ІНТЕРМЕТАЛІДУ FeCr
У «ТІЛІ» ДИСПЕРСНО-НАПОВНЕНОЇ МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ,
НА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ НУЛЬМІРНОГО ЛКМ СИСТЕМИ [Al – FeCr]**

У багатьох галузях народного господарства, зокрема у машинобудівному секторі економіки, для реалізації сучасних технологічних процесів часто потрібні вироби із металів і сплавів на їх основі із високими фізико-механічними, спеціальними, технологічними й службовими властивостями. Це зумовлено, перш за все, умовами експлуатації деталей, її собівартістю та цілою низкою інших чинників.

Al-сплави набули широкого розповсюдження практично в усіх галузях народного господарства [1], про що докладно йтиметься далі. Це стало можливим завдяки вдалому поєднанню їх високої питомої міцності із гарними технологічними й ливарними характеристиками [2]. Проте, низькі твердість та зносостійкість Al-сплавів обмежують їх використання у техніці для виготовлення деталей, які працюють у вузлах тертя й умовах абразивного зношування [1–3]. На сьогоднішній день відомо ряд технологічних методів і прийомів покращення Al-сплавів, зокрема ливарних [1], серед яких центральне місце займає їх армування або ж композиційне зміцнення [2–5].

Нагальні потреби промислового виробництва та стрімка динаміка науково-технічного прогресу визначають пріоритетні напрямки застосування композиційних матеріалів (КМ) на металічній основі. Відомості про використання дисперсно-зміцнених Al-матричних КМ у вітчизняних й зарубіжних розробках, аналіз науково-технічної та патентної літератури показують, що на сьогоднішній день накопичено чималий досвід використання КМ систем «Al-сплави – тугоплавкі, жароміцні, тверді частки» у тепло-, триботехніці та інших галузях. Розробка Al-матричних КМ зіграла ключову роль в авіації й ракетобудуванні (обшивки, лонжерони, панелі, тощо). У космічній техніці ці матеріали застосовують для виготовлення вузлів силових конструкцій, які нагріваються в процесі експлуатації. В автомобілебудуванні їх використовують для полегшення кузовів, рам, бамперів та інших деталей. У цивільному буді-

вництві це прольоти мостів, елементи збірних конструкцій висотних споруд й таке інше. Наповнювач у вигляді підсилюючих елементів в об'ємі КМ розподілений рівномірно або ж рівномірно із заданим градієнтом в усьому перерізі *Me*-матриці. В якості армуючої фази (АФ) застосовують найрізноманітніші компоненти: *C*, *Mo*, *V*, *Al₂O₃*, *Me_mB_n*, *Me_mC_n*, *Me_mN_n*, *Me_kC_mN_n*, *SiO₂*, тощо. Широкі перспективи відкриваються перед неметалічними безкисневими тугоплавкими сполуками такими як: *B₄C*, *BN*, *SiC*, *Si₃N₄*, а також твердими тугоплавкими *Al₂O₃*, *ZrO₂* та інших *Me_mO_n*; *Me^I_mMe^{II}_n*, ситалями, керамікою, тощо [4]. АФ може бути представлена у вигляді листів чи волокон, й у цьому випадку КМ є анізотропним (дво- чи одномірним, відповідно), або ж у вигляді дисперсних часток, і в такому випадку він є ізотропним (нульмірним) [5]. Високодисперсні частки іншого компонента рівномірно розподілені в *Al*-матриці, внаслідок чого утворюється ізотропна структура, яка ефективно чинить опір пластичній деформації.

Литі композиційні матеріали (ЛКМ), одержані на базі цих сплавів, мають оптимальну мікроструктуру, а також високі твердість та зносостійкість, що детально описано у багатьох наукових працях [2–5]. Проте цього, зазвичай, не досить. У більшості випадків, крім високих твердості та здатності піддослідного матеріалу чинити опір зношуванню, умови експлуатації деталі вимагають від неї ще й високих показників міцності та пластичності.

Оскільки, силумін евтектичного складу марки АК12 ДСТУ 2839:1994 відрізняється високими ливарними й технологічними властивостями, то на основі цього комерційно-доступного сплаву у ФТІМС НАН України були отримані зразки ізотропного (нульмірного) ЛКМ системи [*Al* – *FeCr*]. Як АФ піддослідного композиту був використаний дисперсний інтерметалід *FeCr*, більш відомий у сплавах системи «*Fe* – *Cr*» як σ -фаза, у кількості (табл. 1), яка наведена далі за текстом. Армування ливарного *Al*-сплаву марки АК12 ДСТУ 2839: 1994 здійснювали із застосуванням дисперсно-наповненої газмоделі (ДНГМ) [6].

Виходячи із цих та інших міркувань, було сформульовано й поставлено мету цієї науково-дослідної роботи (НДР), яка зводилася до того, щоб дослідити (див. табл. 1), у першу чергу, вплив на механічні й триботехнічні властивості нульмірного ЛКМ системи [*Al* – *FeCr*] таких важливих технологічних параметрів ЛГМ-процесу як температура матричного розплаву в момент формозаповнення ($T_{зал}$) та вміст σ -фази у «тілі» ДНГМ ($C_{FeCr}^{ГМ}$).

У нашому випадку було зроблено акцент на механічних характеристиках композитних виливків.

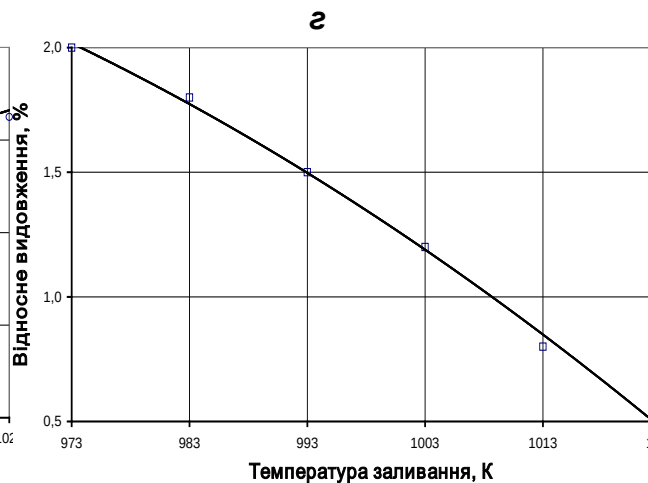
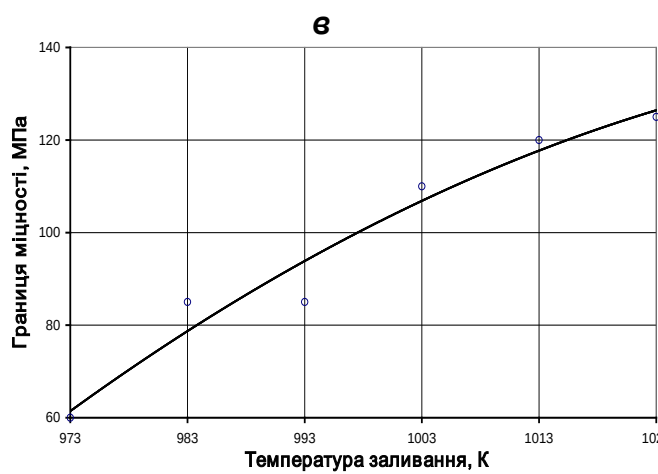
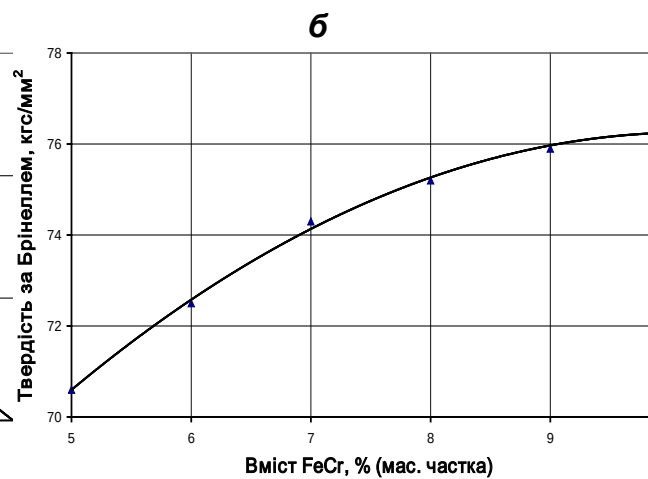
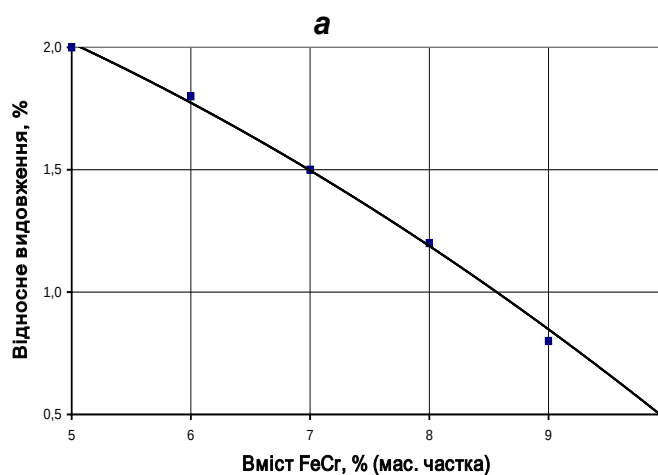
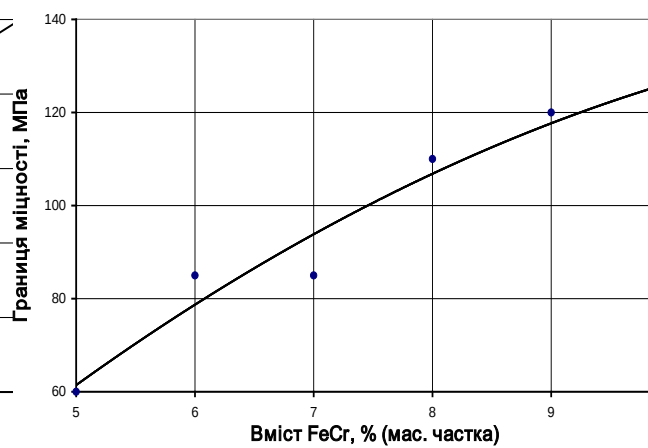
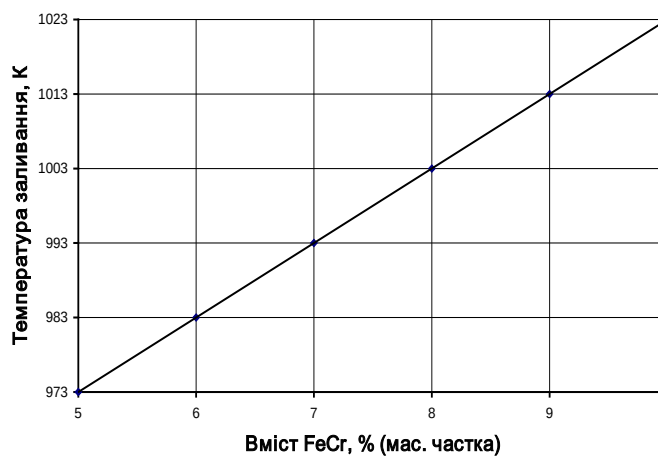
Дослідження проводили за оригінальною методикою, запропонованою провідними фахівцями ФТІМС НАН України. Більш детальна інформація щодо застосування, при цьому, обладнання та устаткування достатньою мірою описана у роботі [7].

Внаслідок графічної інтерпретації експериментальних даних (див. табл. 1) вдалося

з'ясувати, що температура заливання *Al*-матричного розплаву до «порожнини» ливарної форми (ЛФ) прямопропорційна вмісту інтерметалідної АФ у «тілі» ДНГМ [рис. 1 (а)], а технологічні параметри ЛГМ-процесу [рис. 1 (б, г, д, є)] покращують механічні властивості нульмірного ЛКМ системи [*Al* – *FeCr*]. Відносне видовження піддослідного матеріалу [рис. 1 (в, е)], за таких умов, монотонно зменшується. Усі функціональні співвідношення, крім випадку [рис. 1 (а)], носять поліноміальний характер.

Таблиця 1 – Механічні характеристики та спеціальні властивості нульмірного ЛКМ системи [*Al* – *FeCr*]

Ін-декс зра-зка	Незалежні фак-тори		Механічні характе-ристики			Триботехнічні властивості		
	$C_{FeCr}^{ГМ}$	$T_{зал}$	σ_{ϵ}	δ_5	HB	I_q	$I_{КТ}$	f
001	10	1023	125	0,5	76,3	10,3	6,3	1,6
002	09	1013	120	0,8	75,9	12,1	5,7	1,7
003	08	1003	110	1,2	75,2	13,3	5,6	1,8
004	07	0993	085	1,5	74,3	13,8	2,3	2,0
005	06	0983	085	1,8	72,5	15,4	1,7	2,2
006	05	0973	060	2,0	70,6	20,0	0,9	2,4
Примітки: $C_{FeCr}^{ГМ}$ – вміст дисперсної σ -фази у газмоделі, % (мас. частка); $T_{зал}$ – температура заливання, К; σ_{ϵ} – границя міцності, МПа; δ_5 – відносне видовження, %; HB – твердість за Брінеллем, кгс/мм ² ; I_q – зношування вилівка, мг/см ² ·км; $I_{КТ}$ – спрацювання контртіла, мг/см ² ·км; f – коефіцієнт тертя ковзання								



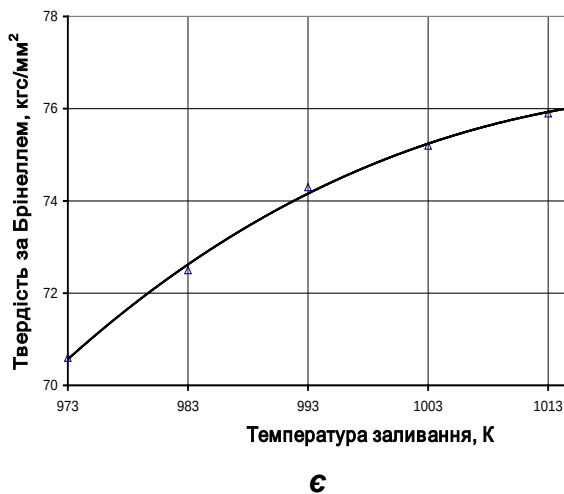


Рисунок 1 – Залежність температури заливання матричного розплаву до «порожнини» ливарної форми від вмісту дисперсної σ -фази у «тілі» газомоделі (а) та вплив технологічних параметрів ЛГМ-процесу [концентрації інтерметалідної армуючої фази (б...е) у «тілі» дисперсно-наповненої моделі, що газифікується, й температури заливання (д...є) силуміну евтектичного скл-аду марки АК12 ДСТУ 2839:1994] на механічні характеристики литих зразків

Такий тип залежностей пояснюється композиційним зміцненням силуміну евтектичного складу марки АК12. Підвищення границі міцності композитного вилівка, у свою чергу, призводить до зменшення його відносного видовження та збільшення твердості. Оскільки, між температурою заливання Me -розплаву до «порожнини» ЛФ та вмістом σ -фази у «тілі» ДНГМ існує функціональний зв'язок, то і впливають вони на тимчасовий опір руйнуванню, відносне видовження й твердість нульмірного ЛКМ системи [Al – FeCr] майже однаково.

Список літератури

1. Цветное литьё: справ. пособ. / Н. М. Галдин и др.; под общ. ред. Н. М. Галдина. Москва: Машиностроение, 1989. 528 с. (Технология литейного производства).
2. Карпов Я. С., Ивановская О. В. Композиционные материалы: компоненты, структура, переработка в изделия. Харьков: Национальный аэрокосмический университет, 2001. 153 с.
3. Затуловський А. С. Литі композиційні матеріали. URL: http://esu.com.ua/search_articles.php?id=55239 (дата звернення: 27.04.2020).
4. Chang W.S. Trialuminide Intermetallic Alloys for Elevated Temperature Applications – Overview. / W.S. Chang, B.C. Muddle. Metal Materbit. 1997. No 3 (1). P. 1–15.
5. Затуловский С.С., Кезик В.Я., Иванова Р.К. Литые композиционные материалы. Киев: Техніка, 1990. 240 с.
6. Небожак І. А., Дерев'янюк 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. Метал та лиття України. 2022. Т. 30, № 4 (331). С. 36–47; режим доступу: <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.04.036> (Категорія «Б», DOAJ).

7. Небожак І. А. Інокулювання ливарних сплавів з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується: дис. канд. техн. наук: 05.16.04 / НАН України. ФТІМС. Київ, 2024. 303 с.

УДК 621.74:669.715:620.186

А. М. Недужий, А. Г. Вернидуб

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів, Київ
onmlptima@ukr.net

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПЕРЕМІШУВАННЯ ТА ПОДАЛЬШОЇ ІМПУЛЬСНОЇ СИЛОВОЇ ОБРОБКИ МЕТАЛУ В ТВЕРДО-РІДКОМУ СТАНІ НА ФОРМУВАННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ НЕДЕНДРИТНОЮ СТРУКТУРОЮ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ІЗ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7ч

Перемішування рідких та частково закристилізованих алюмінієвих сплавів є одним із найважливіших технологічних заходів для одержання якісної металопродукції з рівномірним хімічним складом та властивостями литого металу. Відомо також, що перемішування твердо-рідких алюмінієвих сплавів сприяє формуванню недендритної структури первинної фази у виливках. Серед значної кількості способів та методів перемішування металів та сплавів механічне перемішування виділяється своєю простотою реалізації. Воно не потребує значних площ в ливарних цехах на підприємствах, а також додаткового устаткування та оснащення. На сьогоднішній день для механічного перемішування алюмінієвих сплавів використовують різні типи мішалок: симетричну лопатеву; дискову; турбінну; якірну; рамну; графітовий циліндричний стержень, який всередині охолоджується повітрям; графітовий ротор-активатор у формі зрізаного конуса; сталевий циліндричний стержень та ін. При цьому відомо також, що імпульсна силова обробка твердо-рідких алюмінієвих сплавів сприяє формуванню дрібнокристалічної структури литого металу. Метою роботи було встановити вплив механічного перемішування термopарою з подальшою імпульсною силовою обробкою твердо-рідкого металу на можливість одержання виливків з недендритною структурою первинної фази із частково закристилізованого алюмінієвого сплаву АК7ч.

Досліджуваний алюмінієвий сплав розплавляли в чавунному тиглі печі опору, повитому всередині вогнетривкою обмазкою для попередження насичення розплаву домішками заліза. Після розплавлення сплаву, розплав в печі перегрівали до температури 720 – 750 °С. Для заливки розплаву в форму використовували заливальний ківш, в якому попередньо розміщували і закріплювали хромель-аюмелеву термопару з діаметром дроту 0,3 мм. Вказаним ковшем із тигля печі відбирали задану порцію розплаву і при досягненні необхідної температури заливки сплаву (620 – 650 °С), розплав із ковша заливали в проміжну сталеву тонкостінну форму з відокремлюваним дном. Після заливки розплаву в проміжну форму, починали механічне перемішування сплаву аналогічною термопарою вручну. Швидкість механічного перемішування становила близько 60 об./хв. Перемішування сплаву здійснювали в інтервалі температур його кристалізації, від температури заливки до температур 585 – 580 °С, що відповідало кількості твердої фази в сплаві близько 45 %. Після досягнення вказаної температури сплаву, термопару виймали і твердо-рідкий сплав за допомогою простого технічного застосування переміщали в камеру пресування установки лиття під тиском. Далі на установці лиття під тиском здійснювали запресовування твердо-рідкої заготовки сплаву в прес-форму. В результаті одержували фасонний виливок, який представляв собою зразок для механічних випробувань з надливною частиною у вигляді прес-залишку і нижнього диску з системою промивників та облою. Вага одержаних виливків становила приблизно 170 – 200 г. Із робочої частини одержаних зразків для механічних випробувань вирізали темплети та виготовляли шліфи для проведення металографічних досліджень. Вказані дослідження проводили на оптичних мікроскопах MIM-7 та MIM-8М з використанням цифрової камери DCM130, яка дозволяла виводити зображення мікроструктури сплаву на дисплей персонального комп'ютера (ноутбук Samsung). Мікроструктуру сплаву досліджували в центральній частині зразків, на відстані $\frac{1}{2}$ радіусу від центра та в приповерхневій зоні зразків.

Таким чином, в результаті проведених експериментальних досліджень були одержані фасонні виливки з недендритною структурою первинної фази із частково закристалізованого алюмінієвого сплаву АК7ч. Одержана недендритна структура первинної α -фази у виливках була однорідною та рівномірно розподіленою по перетину шліфів. Евтектичні колонії в досліджуваному сплаві були значно дисперснішими в порівнянні з традиційним литтям в кокіль. Ймовірно, що до формування недендритної структури первинної фази у виливках із алюмінієвого сплаву АК7ч привів спільний вплив перемішування сплаву термопарою в твердо-рідкому стані та подальша імпуль-

сна силова обробка твердо-рідкого металу на установці лиття під тиском. При перемішуванні досліджуваного сплаву в твердо-рідкому стані термopарою відбувалося утворення великої кількості додаткових центрів кристалізації. Імпульсна силова обробка досліджуваного сплаву в твердо-рідкому стані сприяла також утворенню великої кількості додаткових центрів кристалізації та приводила до значного збільшення швидкості охолодження вказаного сплаву. Все це сприяло утворенню недендритної структури первинної фази в одержаних виливках із частково закристиалізованого алюмінієвого сплаву АК7ч.

УДК 621.74:669.715:620.186

А. М. Недужий, А. Г. Борисов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів, Київ

onmptima@ukr.net

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МІКРОСТРУКТУРИ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7ч НА КОЕФІЦІЄНТ ТЕРТЯ

В останні десятиріччя значеного розповсюдження одержали технології лиття алюмінієвих сплавів із двофазного стану, в яких первинна тверда фаза має недендритну мікроструктуру. Ці методи лиття дозволяють значно зменшити макросегрегацію і усадкові дефекти у виливках та енергетичні витрати на виробництво литої металопродукції. При цьому, як правило, одержані виливки мають підвищену щільність та пластичність литого металу. В якості прикладу, серед таких методів найбільш відомим є прямий термічний метод (DTM). Сутність вказаного методу полягає в заливці алюмінієвого сплаву А356 в тонкостінні мідні та сталеві форми з різними внутрішніми діаметрами та товщинами стінок. При досягненні необхідної температури сплаву форму з розплавом занурюють у «водяну ванну». В результаті недендритна структура у вказаному сплаві формується без примусового перемішування розплаву. Відомо, що технології лиття двофазних алюмінієвих сплавів широко застосовують в автомобільному машинобудуванні, зокрема, для виробництва деталей, які працюють в умовах тертя. Тому важливим є встановлення коефіцієнту тертя для вказаних сплавів. Метою досліджень було одержання зразків із алюмінієвого сплаву АК7ч з дендритною та недендритною морфологіями первинної фази з подальшим встановленням і співставленням коефіцієнтів тертя для вказаного сплаву з такими структурами.

Експериментальні дослідження проводили із застосуванням алюмінієвого сплаву АК7ч хімічного складу (% мас.): Si – 7,5; Mg – 0,29; Fe – 0,12; Mn – 0,028; Cu – 0,005; Ti – 0,0015; Al – основа. Досліджуваний сплав розплавляли в чавунному тиглі печі опору і перегрівали до температур розплаву 680 – 690 °С. Температуру сплаву в плавильній печі контролювали вимірювачем-регулятором температури з точністю ± 3 °С. За допомогою методу термічного аналізу встановлювали температуру ліквідусу досліджуваного сплаву, яка становила 616 ± 1 °С. Перед проведенням досліджень, в муфельній печі нагрівали сталеву форму до необхідної температури і витримували близько 20 хв. Для одержання зразків сплаву з дендритною структурою первинної фази, заливку розплаву в форму проводили за технологічним режимом № 1, із перегрітого стану розплаву (табл. 1). Для одержання зразків сплаву з недендритною морфологією первинної фази, заливку форми проводили за технологічним режимом № 2, із низькоперегрітого стану розплаву. Форма для заливки розплаву представляла собою сталевий кокіль, в якому формувалися два однакові зразки для механічних випробувань з верхнім та нижнім надливами. Діаметр робочої частини вказаних зразків становив 10 мм.

Таблиця 1 – Умови одержання зразків із сплаву АК7ч з дендритною та недендритною структурою первинної фази

Номер технологічного режиму	Температура заливки розплаву, °С	Температура форми, °С	Температура гартування сплаву, °С	Морфологія первинної фази
1	680	520	585	Дендритна
2	623	65	585	Недендритна

Температуру заливки розплаву контролювали хромель-алюмелевою термопарою з діаметром дроту 0,3 мм, яку попередньо розміщували і закріплювали в заливальному ковші. Під час охолодження розплаву в формі, його температуру вимірювали аналогічною термопарою. Після досягнення температури сплаву 585 °С, форму разом з розплавом занурювали у «водяну ванну» для інтенсифікації тепловідведення. Тобто, за кожним технологічним режимом одержували по два зразки досліджуваного сплаву. Один зразок використовували для дослідження мікроструктури сплаву, а з другого виготовляли зразки для визначення коефіцієнта тертя сплаву. Металографічні дослідження проводили на оптичних мікроскопах МІМ-7 та МІМ-8М із застосуванням цифрової камери DCM130, яка дозволяла виводити зображення мікроструктури

сплаву на екран персонального комп'ютера (ноутбук Samsung, моделі R20). Мікроструктуру сплаву досліджували на шліфах, які були виготовлені на поперечних розрізах литих зразків. Перед проведенням металографічного аналізу шліфи попередньо протравлювали реактивом Келлера (0,5 мл HF, 2,5 мл HNO₃, 1,5 мл HCl, 100 мл H₂O). Триботехнічні випробування здійснювали на зразках сплаву з діаметром 10 мм та висотою 15 мм за схемою торцевого тертя (шлях – 1 км, швидкість – 0,5 м/с, навантаження – 5 кг).

Встановлено, що після заливки розплаву в форму за технологічним режимом № 1, утворилася дендритна структура первинної фази з середньою величиною дендритного параметра (відстань між бічними гілками другого порядку) 42 мкм. Експериментальні дослідження показали, що при заливці розплаву в кокіль за технологічними режимом № 2, сформувалася недендритна структура α -фази з середнім розміром частинок 87 мкм. При цьому на шліфі спостерігали також розеткоподібні розгалужені кристали з розміром до 180 мкм. Далі проводили визначення та співставлення коефіцієнтів тертя зразків досліджуваного сплаву з дендритною та недендритною структурами первинної α -фази.

Триботехнічні випробування показали, що для зразків сплаву з дендритною та недендритною морфологією первинної фази коефіцієнт тертя складає 0,35 та 0,30 відповідно (табл. 2). Тобто, зміна морфології первинної фази сплаву від дендритної до недендритної приводить до певного зниження коефіцієнта тертя.

Таблиця 2 – Величини мікротвердості і коефіцієнта тертя для дендритної та недендритної морфології в алюмінієвому сплаві АК7ч

Номер технологічного режиму	Морфологія α -фази	Мікротвердість, кг/мм ²		Коефіцієнт тертя
		α -фаза	евтектика	
1	Дендритна	23,3	37,3	0,35
2	Недендритна	26,0	40,8	0,30

Можливими причинами цього можуть бути морфологічні відмінності вказаних структур. Насамперед досліджувані структури сплаву значно відрізняються за ступенем анізотропії. На відміну від впорядкованості дендритної морфології (в межах одного зерна), недендритна морфологія є здебільшого невпорядкованою та однорідною. Евтектична складова в зразках сплаву з дендритною структурою первинної фази розташована переважно в проміжках між бічними гілками дендритів, тобто «в середині

зерна», а для недендритної морфології α -фази, елементи якої суттєво меншого розміру ніж дендритні зерна, переважна кількість евтектики розташована «між зернами». При цьому потрібно також відзначити, що значення мікротвердості евтектики і α -фази недендритної глобулярної структури дещо більші за аналогічні величини дендритної структури.

Таким чином, експериментальні дослідження показали, що зміна структури первинної фази в алюмінієвому сплаві АК7ч від дендритної до недендритної сприяє певному зниженню коефіцієнта тертя. Оскільки на триботехнічні властивості досліджуваного алюмінієвого сплаву здебільшого впливають особливості і характеристики евтектики, а не первинної α -фази, то ймовірно, що одержаний результат коефіцієнта тертя можливо пояснити іншим характером розміщення евтектичної складової в сплаві з недендритною морфологією та дещо більшою величиною її мікротвердості, в порівнянні зі сплавом з дендритною структурою.

УДК 669.131.7:669.15:546.28

О. П. Нестерук, В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, Н. П. Моїсєєва, С. М. Медвідь

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

otdel.vch@gmail.com

ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ ПЕРЛІТНОГО КЛАСУ З ПІДВИЩЕНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Високоміцний чавун з кулястим графітом широко застосовується в сучасному обладнанні та конструкціях завдяки здатності покращувати їх техніко-економічні характеристики. Використання такого чавуну дає змогу зменшити масу литих деталей, підвищити їхню продуктивність, надійність і термін експлуатування, водночас скоротивши витрати ресурсів на виробництво. Попит на високоміцний чавун залишається актуальним в таких ключових галузях, як оборонна, енергетична та машинобудівна промисловість України. Проте зростають також і вимоги до якості металу і його механічних характеристик. На сьогодні більшість українських підприємств випускає лише одну марку високоміцного чавуну – ВЧ450-5 з мінімальним рівнем механічних властивостей ($\sigma_B \geq 450$ МПа, $\delta \geq 5$ %). Розробка і застосування нових марок високоміцного чавуну з поліп-

шеними експлуатаційними та міцнісними властивостями має великий інтерес у промислово-розвинених країнах і дуже часто цей конструкційний матеріал використовують для виготовлення відповідального литва.

На більшості підприємств України досі використовуються застарілі методи виробництва високоміцного чавуну з кулястим графітом. Зокрема, модифікування розплаву здійснюється у відкритих ковшах магнієвмісними лігатурами. Цей процес супроводжується великими викидами шкідливих речовин у повітря, оскільки при цьому згорає від 65 до 75 % введенного магнію. Крім того, така технологія є нестабільною, що іноді призводить до дефектності відливок через порушення структури металу. Недостатній рівень графітизувального ковшового модифікування проявляється через утворення в тонкостінних виливках структурно-вільного цементиту (відбілу). Для виправлення цієї ситуації необхідна додаткова енергозатратна термічна обробка (зазвичай відпал при температурі 920–950 °C).

Застосування високоефективного екологічного методу модифікування розплаву чавуну в передкристалізаційному періоді, який створює умови для формування у виливках подрібненої ізотропної мікроструктури з заданою металевою основою і включеннями кулястого графіту, запобігає утворенню структурно-вільного цементиту, усадкової пористості та інших ливарних дефектів, забезпечує у виливках оптимальне співвідношення міцнісних та пластичних властивостей і високу гідроцільність (~50 МПа).

Одним із перспективних напрямів удосконалення технології виробництва перлітного високоміцного чавуну з підвищеною пластичністю є використання для обробки розплаву феросиліцій-магнієвих лігатур, легованих кальцієм. Контроль вмісту сірки при виробництві високоміцного чавуну давно вважається важливим. Для уникнення проблем, пов'язаних із сіркою у високоміцному чавуні, необхідно регулярно вимірювати (аналізувати) вміст сірки в рідкому базовому чавуні перед обробкою. Для ефективного модифікування лігатурами масова частка сірки у вихідному чавуні повинна бути $0,01 \pm 0,002$ % [1,2]. Вище або нижче цих рівнів зростає ризик виникнення проблем. Дослідження показали, що додавання 4-5 мас. % кальцію до складу таких лігатур дозволяє підвищити ефективність модифікування на 20-30 %.

Завдяки високій хімічній активності кальцію до сірки та кисню, він ефективно очищує чавунний розплав від цих домішок, що сприяє кращому засвоєнню магнію. Це, у свою чергу, знижує переохолодження, яке зазвичай виникає під час введення модифікатора, і позитивно впливає на процес формування структури. Покращуються умови

зародження кулястого графіту під час затвердіння розплаву, що зменшує ризик утворення цементитної фази (відбілу) в тонких перетинах виливків і знижує об'ємну усадку.

Перевагами введення у чавунний розплав кальцію також є:

- зниження витрати дорогих імпорتنих модифікувальних сплавів;
- значне зниження схильності високоміцного чавуну до відбілу, що дозволяє ліквідувати операцію високотемпературного графітізувального відпалу;
- зменшення величини об'ємної усадки, зниження маси живильних бобишок і загалом підвищення якості литих виробів.

Список літератури

1. Бубликов В.Б, Бачинський Ю. Д., Нестерук О. П. Одержання високоміцних чавунів перлітного класу з підвищеними технологічними і механічними властивостями. Процеси лиття. – 2024. – №1 (том 155). – С. 3-13.

2. Reginald D. Forrest. What is the optimum base sulfur content prior to nodulatisation? *The Sorelmetal Book of Ductile Iron*. – March 2006. – p. 95–96.

УДК 621.74

Д. А. Ніколаєв

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

ІДЕНТИФІКАЦІЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМУ ВАГРАНОЧНОЇ ПЛАВКИ ЗА АНАЛІЗОМ ШЛАКУ

Об'єктом дослідження у роботі є температурний режим плавки у вагранці. Існуюча проблема полягає в тому, що через агресивне високотемпературне середовище неперервне вимірювання параметрів внутрішнього середовища в робочому просторі вагранки надто складне. Навіть за реалізацію такої можливості можуть виникати похибки першого та другого роду. Це викликає необхідність непрямого контролю температурного режиму, який міг би забезпечити рішення задачі ідентифікації – чи дійсно система контролю працює в штатному режимі та забезпечує задачі вимоги точності, чи має місце параметрична відмова по відповідному контуру контролю. Наявність зазначеної

проблеми потребує рішень, що стосуються визначення критеріїв оцінювання температурного режиму, за яким можна було б переконатися в надійному функціонування системи керування плавкою.

Запропоновано критерій оцінювання температурного режиму плавки по в'язкості шлаку, як функції його складу, який дозволяє ідентифікувати температурний режим плавки з точністю 96%. Такий результат обумовлений запропонованою двоетапною процедурою, в якій першим етапом є побудова математичних моделей, що описують вплив складу шлаку на в'язкість, а другим – побудова критерію на основі розподілу щільності дискримінантної функції для обох температурних режимів. Використання отриманого критерію дає також змогу визначити області хімічний складів, за якими теж можна ідентифікувати температурний режим. Це дозволить визначати якість функціонування контуру контролю температури в системі керування плавкою на основі періодичного контролю.

На основі розрахунків за алгоритмом параметричної класифікації визначено критерій для ідентифікації низькотемпературного та високотемпературного режимів плавки. Критерій в натуральному вигляді записується таким чином:

$$-0.15244\mu \geq -0.56783, \quad (1)$$

де μ – в'язкість шлаку.

Взаємозв'язки між змінними та процедура ідентифікації умовно представляється у вигляді структурної діаграми, представленої на рис. 1.

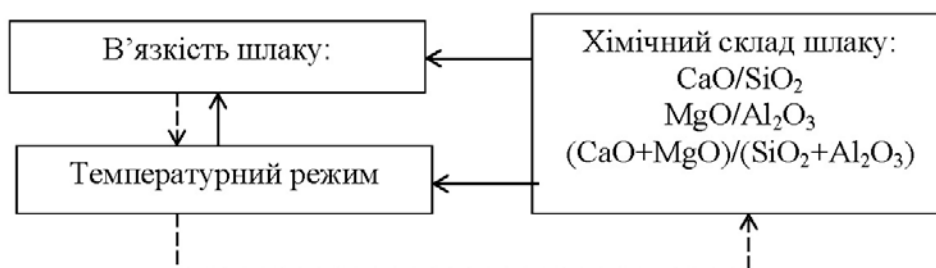


Рис. 1. Структурна діаграма з представленням процедури ідентифікації температурного режиму

Представлене дослідження буде корисним для машинобудівних підприємств, що мають в своїй структурі ливарні цеха, де виплавляють чавун для виготовлення виливків.

Список літератури

1. Demin, D. (2019). Development of «whole» evaluation algorithm of the control quality of «cupola – mixer» melting duplex process. Technology Audit and Production Reserves, 3 (1 (47)), 4–24. doi: <https://doi.org/10.15587/2312-8372.2019.174449>
2. Demin, D. (2023). Experimental and industrial method of synthesis of optimal control of the temperature region of cupola melting. EUREKA: Physics and Engineering, 2, 68–82. doi: <https://doi.org/10.21303/2461-4262.2023.002804>
3. Demin, D. (2020). Constructing the parametric failure function of the temperature control system of induction crucible furnaces. EUREKA: Physics and Engineering, 6, 19–32. <https://doi.org/10.21303/2461-4262.2020.001489>
4. Penziev, P., Lavryk, Ye. (2024). Diagnostics of the temperature condition of cast iron melting in induction furnaces by the content of SiO₂ and CaO in slag. ScienceRise, 1, 14–20. doi: <http://doi.org/10.21303/2313-8416.2024.003558>
5. Nikolaiev, D. (2024). Construction of a cupola information profile for further modeling for the purpose of controlling melting processes. ScienceRise, 2, 3–14. <http://doi.org/10.21303/2313-8416.2024.003674>
6. Nikolaiev, D., Selivorstov, V., Dotsenko, Y., Dzevochko, O., Pereverzieva, A., Dzevochko, A. (2025). Identification of temperature in cupola furnace based on the construction of the "slag composition – slag viscosity" model. Technology Audit and Production Reserves, 1 (1 (81)), 29–33. <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2025.322458>

UDC: 621.74:546.76:539.62:531.44

**V. G. Novytskyi¹, V. L. Lakhnenko¹, Yu. G. Kvasnytska¹, V. V. Tykhonovych²,
S. Ya. Shypytsyn¹, I. A. Nebozhak¹, I. V. Oleksenko¹**

¹Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine

²G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine

v_novytskyi@ukr.net

TRIBOLOGICAL CHARACTERISTICS OF CAST Fe-Cr-C ALLOYS WITH (0; 0.4; 14.0% Cu) IN SLIDING FRICTION

Technological progress and economic prosperity demand continuous development of new materials with high operating characteristics under extreme conditions. Cast alloys

can be used as such materials. Varying their chemical composition, modes of heat treatment, it is possible to synthesize the alloys that satisfy the necessary requirements.

The problem of optimal alloying of alloys by copper for a long time attracted the attention of material scientists, metallurgists, and tribologists. Copper can give alloys necessary combinations of physico-mechanical characteristics. This allows copper alloying to be used in Fe-Cr-C alloys used by energy industry [1]. High wear resistance of such alloys under boundary friction is reached by formation in friction surface layers of dissipative structures, which are capable of dissipation of friction energy by thermal fields, and also by convertible phases and structural transformations. The minimal wear rate of such alloys is achieved by formation of the specific dynamic ratios between phases and the lattice irregularities in subsurface structures of friction layers of alloys [2]. Stabilization of these ratios for as long as possible favours localization of wear process to friction layers. It counteracts the transition from fatigue wear to adhesion wear, when the underlying layers of a material are involved in the wear process. The protection of friction surface layers against fracture is also achieved by using various solid lubrications: disulfide molybdenum, graphite, gold, silver, indium, etc., which deposit on friction surfaces. At the same time, the increase of power transmitted through the friction parts necessitates the use of cast alloys with matrix solid lubricant, i.e. lubricant located within the alloy matrix. The combination of several components with different physical-mechanical properties allows creating compositions with a number of unique and very important properties for engineering: high heat conductivity, self-lubrication, high damping capacity, etc. [3, 4]. The most advantageous in terms of loading and self-lubricating are the macroheterogeneous pseudo-alloys. Depending on external friction conditions on surface of such alloys, a film of soft material on hard component parts is formed due to a difference of thermal expansion of antifriction and hard components under heating of friction pair, or as a result of mechanical smearing. It is possible to use a solid lubricant, which is distributed in alloy structure as soft inclusions. High copper content ε -phase can be used as such inclusions. The ε -phase appears by introducing an amount of copper into an alloy, which surpasses the limit of solubility of copper in this specific alloy. During friction copper will emerge on surface contacting parts, protecting them from direct impact. The structure of these alloys, beside hard inclusions of complex carbides, contains a soft component (the high-copper ε -phase) which can serve as a solid lubricant.

The aim of this work is to study the tribological characteristics and peculiarities of subsurface structures in friction layers formation of Fe-Cr-C alloys with copper content lower or higher than the limit of copper solubility in the alloy. The following Fe-Cr-C alloys were chosen as object of the study: (1) – (C~1.2%, Cr = 18–19%), the base alloy, (2, 3) –

(C~1.2%, Cr = 18–19% + 0.4 and 14.0% Cu). The alloys were investigated after heat treatment, which included quenching in oil at 1080 °C and tempering at 580 °C. The original structures of studied alloys were examined with optical microscope, and the chemical composition of structural components was determined using a scanning electron microscope equipped with a microanalyzer. The phase composition and the parameters of the fine structure of the studied alloys were found by X-ray structure analysis in iron K α -radiation. The tribotests were carried out using the block (specimen)-on-ring (counterbody) arrangement. The counterbody was made of steel (0.23% C and ~13.0% Cr), HRC 38–40. The tests were performed under boundary friction (in water) conditions. The sliding velocity was 1 m/s and the pressures were 1 and 5 MPa. The wear rate of specimens (lg) was the ratio of the worn material mass (g) to the friction distance (km).

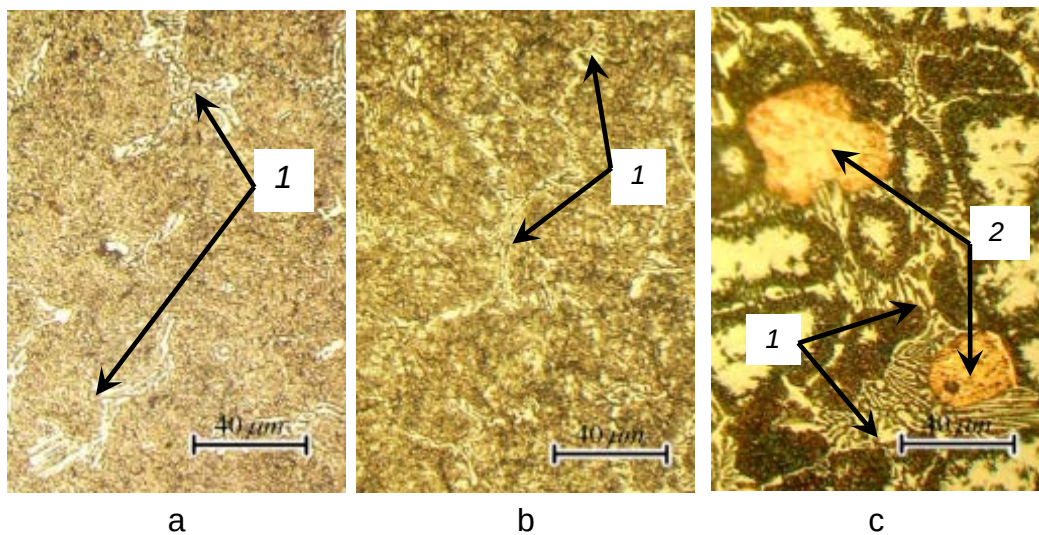


Fig. 1 – Micrographs of studied Fe-Cr-C alloys alloyed by 0 (a), 0.4 (b), and 14.0% Cu (c) after quenching at 1080 °C in oil and tempering at 580 °C. 1–eutectic carbides, 2–inclusions of high-copper ϵ -phase

The studied alloys of the system Fe-Cr-C (C~1.2%; Cr = 18–19%) contained different amount of copper: 0%, ~0.4%, and ~14%. This difference of copper amount in alloys resulted in specific changes their original structure (Fig. 1). The original structure of alloys with 0% and 0.4% copper after heat treatment represents troostite-sorbite matrix with eutectic carbides. In structure of the alloy with 14.0% copper, the high-copper inclusions (ϵ -phase) are located over the boundaries carbide eutectic as well as are found inside the grains of matrix consisting of α - and γ -phases.

The tribotests of the alloys under boundary friction at sliding velocity 1 m/s and the pressures of 1 and 5 MPa have shown (Fig. 2) that the wear rate of studied alloys at pressure of 1 MPa is classified as fatigue wear.

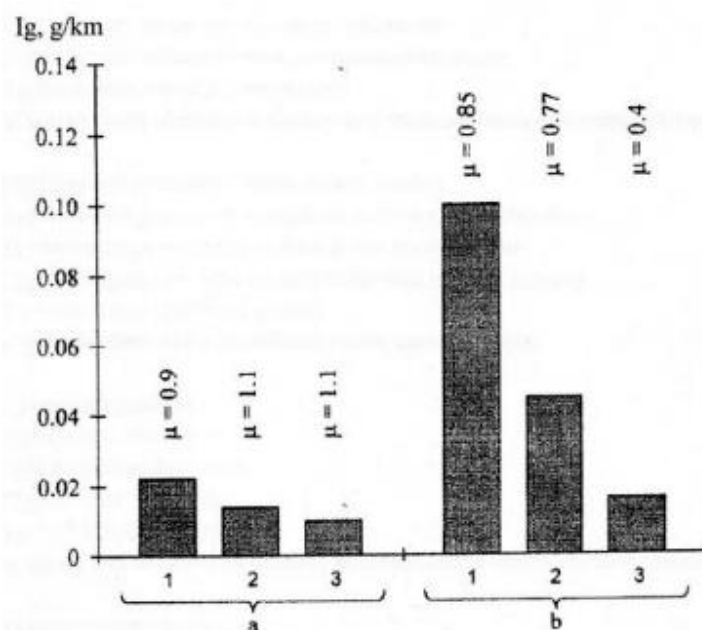


Fig. 2 – Wear rate of studied Fe-Cr-C alloys alloyed by 0 (1), 0.4 (2), and 14.0% Cu (3) in boundary friction at sliding velocity 1 m/s and the pressures of 1 (a) and 5 (b) MPa

The alloy with 14.0% copper has minimal wear rate and wear rate is 2.2 and 1.4 times less, than that of the alloys with 0 and 0.4% copper, respectively. The increase of the pressure to 5 MPa leads to significant wear rate increase (4.5 and 3.2 times) of alloys with 0 and 0.4% copper, but the wear rate increase (1.6 times) of the alloy with 14.0% copper is minimal. Such variability of wear rate of the alloys results, probably, from the original structure differences determined by differences of copper content, modes of heat treatment, and peculiarities of redistribution of alloying elements on friction surfaces of specimens and counterbodies, as well as subsurface structure formation in friction layers.

The results of determination of chemical composition changes in specimen and counterbody surfaces can be note that the chemical composition of a surface after friction depends not only on the copper content in an alloy and their initial structure, but on the friction conditions as well. The content of alloying elements after boundary friction at pressure of 5 MPa is practically not changed relative to the ones at pressure of 1 MPa. The wear tests of this alloy under boundary friction at pressure of 1 MPa show a decrease in Al, Mn, Cr content and an increase in Si, Cu content on its surface. The content of alloying elements after boundary friction at the pressure of 5 MPa is increased relative to the original state, but the content of Mn is decreased. The wear tests of this alloy under boundary friction at the pressure of 1 MPa show the decrease on the friction surface content Al, Si, Cr and Cu, but an

increase in Mn content. The content of alloying elements after boundary friction at the pressure of 5 MPa is increased in Mn and Si, but decreased in Al, Cr, and Cu on the friction surface.

The copper content in the alloys exerts significant influence on distribution of alloying elements on its surfaces after boundary friction (pressures of 1 and 5 MPa). The content of chromium on the friction surface after boundary friction depends on the copper content in an alloy, and its content is decreased at the copper content of 0% and 14.0%, while an insignificant content of copper (0.4%) in an alloy leads to increase of chromium content on friction surfaces (boundary friction at the pressure of 5 MPa). The content of Mn on friction surfaces after boundary friction at the pressures of 1 and 5 MPa is increased for alloys with 0% and 14.0% copper and is decreased for the alloy with 0.4% copper. The copper content on the friction surface (after boundary friction at the pressures of 1 and 5 MPa) has the tendency to increase slightly for the alloy with 0.4% copper and to decrease for the alloy with 14.0% copper, when there is an appearance of copper on the counterbody surfaces (3.3 and 4.8% respectively), depending on test conditions. The change of copper content in an alloy also results in change of phase composition and thin structure both the original state and after friction.

The original structure of the alloys with 0 and 0.4% copper content is troosto-sorbite (Fig. 1). In the alloy with 14.0% copper, besides α -phase in matrix, there is a significant quantity of residual austenite (30%). The maximal lattice parameter of α -phase is observed for the alloys alloyed with copper (0.4 and 14.0%); and their lattice parameter is independent on copper content in an alloy. The maximal value of microdistortions of the II kind $(\Delta a/a)\alpha$, size of coherent particles $(D\alpha)$, and a total concentration of stacking faults $(1.5\alpha + \beta)$ for α -phase is observed in the alloy with 0.4% copper. The value of microdistortions of the III kind $(\sqrt{u^2})\alpha$, and the value of dislocations density $\rho\alpha$ are depended on copper content in alloy, and their value is maximal for the alloy with 14.0% copper.

The boundary friction tests of alloys at pressure of 1 MPa have shown, that the wear rate of studied alloys is minimal for an alloy with 14.0% of copper (Fig. 2). It is worth mentioning, that if the γ -phase is appeared in subsurface friction layers in the alloys with 0% and 0.4% of copper after boundary friction as compared to the ones in original state, the amount of γ -phase in subsurface friction layer for the alloy with 14.0% copper has decreased and dislocation density $(\rho\gamma)$ has minimal value as compared to the other alloys. The increase of amount of α -phase in subsurface friction layer of the alloy with 14.0% copper leads to maximal values of the lattice parameter α -phase, the microdistortions of III kind $(\sqrt{u^2})\alpha$, and

dislocation density ($\rho\alpha$), while the microdistortions of the II kind $(\Delta a/a)\alpha$, the size of coherent particles ($D\alpha$), and total concentration of stacking faults $(1.5\alpha + \beta)\alpha$ have minimal value.

The wear rate at the pressure of 5 MPa is severely increased for alloys with 0% and 0.4% of copper, while the wear rate of the alloy with 14.0% of copper is insignificantly increased relative to the one obtained at the pressure of 1 MPa. In this case the amount of γ -phase has increased 2 times in subsurface friction layer, while the lattice parameter of α -phase and the microdistortions of the II $(\Delta a/a)\alpha$ and of III kind $(\sqrt{U^2})\alpha$ don't change, which can be explained by formation of plating copper-bearing film formed on the counterbody surfaces (4.8% of copper). This copper-bearing film divided the contacting surfaces and promotes more equal distribution of loading in the contact zone, thus decreasing structure stress in the subsurface friction layers of the alloy with 14.0% copper.

The obtained results can be used to develop alloys for parts of the main pumps used at thermal power plants (TPPs). This will significantly increase the durability and efficiency of the pumps, as well as reduce the man-made load on the environment.

References

1. Le May, I., & Schetky, L. McDonald. (1982). Copper in iron and steel. New York: Wiley.
2. Novytsky V.G., Effect of nickel on the wear rate of Fe-Cr-C-Ni steel under sliding friction. Tribotest journal, 2004, vol. 10, no. 3, 265-274.
3. Bushe, N. A., Mudrenko, G. A., & Marisova, T. F. Composite materials with a soft metalcomponen // Trenie i iznos. – 1982. – 3(3), 396-400.
4. Tykhonovych V.V., Grypachevskyi O.M., Novytsky V.G. Effect of copper on formation of wear-resistant ultradispersed and nanostructured surface layers of friction of chromium steel // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 2021. – 43(7), 853-886.

МОРФОЛОГІЯ ЗЕРЕН ОСНОВИ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Cu-Fe

В литих сплавах на основі міді з добавками заліза в залежності від умов охолодження та кристалізації розплаву можливе утворення різноманітних структур, що обумовлено незмішуванням компонентів і в результаті в структурі сплавів можуть формуватись різноманітні вкраплення на основі заліза в мідній основі: емульсовані, суспензійовані, дендритні, плівкові, оболонкові [1]. Такі сплави є перспективними для застосування в якості високотепло- і електропровідних матеріалів з високою міцністю, унікальними властивостями по електромагнітному екрануванню [2], електроконтактів та антифрикційних матеріалів [3]. Сплави системи Cu-Fe активно досліджуються науковими групами багатьох країн (США, Австралія, Алжир, Китай, Корея, Польща, Тайвань, Україна, Франція, Швейцарія, Японія).

Потенціал підвищення властивостей сплавів системи Cu-Fe в основному розглядається з боку формування відповідних вкраплень в структурі і недостатньо приділяється уваги морфології зерен основи сплаву, яка є важливим компонентом матеріалу. Відомо, що дрібні рівновісні або подовжені разорієнтовані зерна основи забезпечують однорідність властивостей, а однонапрямлені стовбчасті - їх анізотропію. Аналіз литих структур сплавів даної системи наведених в літературі показав, що в них можуть формуватись як компактні, так і подовжені зерна основи, але автори не коментують зв'язок морфології зерен з умовами отримання сплавів, зокрема, швидкістю охолодження (V). На даний час вивчаються структури литих об'єктів у широкому діапазоні характерних розмірів і відповідно умов охолодження (порошинок, плівок і гранул) порядку $10^{-5} - 10^{-3}$ м, циліндричних, плоских (шари покриття, стрічки, полоси) $10^{-3}-10^{-1}$ м, отриманих різними методами у тому числі, безперервним литтям [1, 4, 5]. Згідно [6] безперервний метод лиття у валковий кристалізатор мідних сплавів забезпечує високу інтенсивність охолодження розплаву. Гнучкість регулювання устаткуванням кристалізатора дозволяє суттєво змінювати умови теплообміну між розплавом і валками кристалізатора, наприклад, вдвічі коефіцієнт тепловіддачі.

Метою даної роботи було: 1) встановлення особливостей впливу швидкості охолодження сплавів системи Cu-Fe на розмір і форму зерен основи; 2) на базі отриманих

даних визначення оптимального режиму охолодження розплаву для формування компактних зерен основи сплаву міді з 20 % мас. заліза при отриманні безперервно литої стрічки у валковому кристалізаторі.

Дослідження частини (1) поставленої мети проведено на сплавах з вмістом Fe 1 – 20 %. Згідно діаграми стану Cu-Fe максимальна розчинність Fe в Cu складає 1,3 % при 850 °C і близька до 0 % при 750 °C. По даним [5] навіть при $V = 10^5 - 10^7$ °C/с вміст Fe в мідній основі складав 4,8 %. Таким чином, різні кількості добавки в сплав і швидкості його охолодження не призведуть до суттєвої відмінності теплофізичних характеристик основи. Плавка сплавів здійснювалась в індукційній тигельній печі. Отримані литі зразки охолоджувались в режимі контакту з поверхнею з нержавіючої сталі. Різні швидкості охолодження досягались варіюванням температури перегріву розплаву (1151 - 1470°C) та характерним розміром і формою виливка. Були застосовані циліндричні форми та плоскі поверхні. В циліндричні форми розплав заливався, а на сталеву поверхню дози розплаву скидались зі спеціальної лопатки. Були реалізовані V в діапазоні значень характерних для звичайних і спеціальних засобів лиття - $1 \cdot 10^{-1} - 2,5 \cdot 10^5$ °C/с. Охолодження з $V = 1 \cdot 10^{-1} - 1 \cdot 10^2$ °C/с здійснювалось у циліндричних формах, а вищі - розтіканням доз розплаву по плоскій поверхні і застиганням як пластинок. V литих зразків визначалась розрахунком – циліндричних згідно [7], а плоских по рівнянню Ньютона-Ріхмана. Зерна характеризувались довжиною L і шириною b . По співвідношенню L / b давалась оцінка морфології зерен.

Було визначено V , для формування компактних дрібних зерен. Її реалізовано при литті розплаву Cu з Fe у валковий кристалізатор при отриманні стрічки, з вкрапленнями на базі заліза в мідній основі. Дослідження структур зразків з різним вмістом заліза підтвердили, що його кількість не впливає на зерна основи сплаву, а продукує різне число вкраплень. Результати представлені в таблиці. З даних таблиці витікає, що залежність параметрів зерен від V є нелінійною. Швидкість охолодження $1,0 \cdot 10^{-1}$ °C/с призводить до грубої структури з нерівномірними властивостями по об'єму заготовки. Під час охолодження у такому режимі раціонально застосовувати перемішування розплаву. V в діапазоні $1,0 \cdot 10^0 - 1,5 \cdot 10^1$ °C/с дає більш компактні разорієнтовані зерна. Для їх подрібнення раціонально використовувати вібрацію. Найменші разорієнтовані зерна утворюються при $V = 1,0 \cdot 10^2 - 1,0 \cdot 10^4$ °C/с, що сприятиме ізотропії властивостей. Для реалізації частини (2) мети роботи, по даним таблиці найбільш ефективною буде $V = 1,0 \cdot 10^3$ °C/с. При V до $2,0 \cdot 10^4 - 2,5 \cdot 10^5$ °C/с зерна подовжувались і набували однакового напрямку. Найбільш довгі та тонкі зерна схожі на волокна утворились в режимі охолодження $1,0 \cdot 10^5$ °C/с. Вони можуть бути корисними для

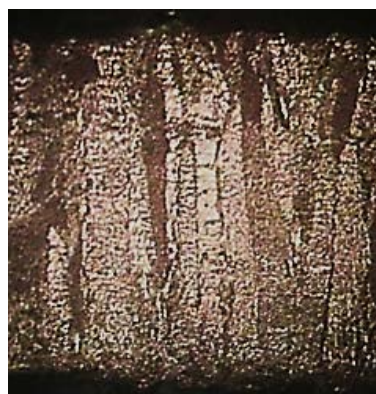
Таблиця. Вплив швидкості охолодження на зерна основи сплавів Cu-Fe

Швидкість охолодження, °C/c	L, мкм	L / b	Характеристика зерен
$1,0 \cdot 10^{-1}$	500	5,0	подовжені, орієнтовані
$1,0 \cdot 10^0$	150	2,0	подовжені, разорієнтовані
$3,0 \cdot 10^0$	120	2,0	
$1,5 \cdot 10^1$	50	1,5	
$1,0 \cdot 10^2$	30	1,3	
$1,0 \cdot 10^3$	15	1,1	рівновісні
$8,0 \cdot 10^3$	20	1,2	близькі до рівновісних, разорієнтовані
$1,0 \cdot 10^4$	20	1,2	
$2,0 \cdot 10^4$	28	1,3	подовжені, орієнтовані
$3,0 \cdot 10^4$	37	3,0	стовбчасті, орієнтовані
$5,0 \cdot 10^4$	42	4,0	
$1,0 \cdot 10^5$	43	9,0	
$1,5 \cdot 10^5$	41	4,0	
$2,0 \cdot 10^5$	35	3,0	
$2,5 \cdot 10^5$	25	2,5	

спеціальних цілей, наприклад, при передачі напрямленого електричного або теплового сигналу по зернам основи зі зменшеною кількістю границь на шляху руху тепло- або електропотoku. На рисунку наведено форми зерен основи сплавів Cu-Fe.



а



б

Рис. – Морфологія зерен основи сплавів Cu-Fe: а) рівновісні, б) стовбчасті.

Литтям у валковий кристалізатор розплав міді з 20 % заліза при 1450°C і забезпеченні швидкості охолодження $1 \cdot 10^3$ C/c отримана стрічка товщиною 0,9 мм. Середній розмір зерна в стрічці складав 15 мкм, $L / b = 1,1 - 1,2$ і зерна були рівновісні.

Таким чином, в сплавах системи Cu-Fe в діапазоні досліджених концентрацій розмір, форма і орієнтування зерен основи нелінійним чином залежить від швидкості

охлаждения и не зависит от вмісту добавки в сплаві, який впливає на кількість вкраплень на базі заліза. Це дає з однієї сторони можливість за допомогою швидкості охолодження керування розміром і морфологією зерен для отримання матеріалу з однорідними або анізотропними властивостями, а з іншої сторони потребує врахування фактору, що підвищення до $V \geq 3 \cdot 10^4$ C/с призводить до збільшення характерного розміру зерна за рахунок зміни його морфології. Встановлено, що найбільш дрібні і компактні зерна основи сплаву утворюються при V на рівні $1 \cdot 10^3$ C/с, а подовжені з максимальною довжиною при мінімальній ширині при $1,0 \cdot 10^5$ C/с. Отримані результати застосовані при виготовленні стрічки зі сплаву міді з 20 % заліза литтям у валковий кристалізатор. Дотримання оптимальної швидкості охолодження забезпечило в основі сплаву формування дрібних компактних зерен. Перспектива досліджень полягає у застосуванні зовнішніх впливів - перемішування, вібрації та електромагнітної дії на розплав в комплексі з різними швидкостями охолодження при отриманні заготовок зі сплавів на базі Cu-Fe, у тому числі, безперервнолитих.

Список літератури

1. Lu X. Y., Cao C. D., Wei B. Microstructure evolution of undercooled iron-copper hypoperitectic alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2001. Vol. 313. P. 198-206.
2. Wang M., Zhang R., Xiao Z., Gong S., Jiang Y., Li Z. Microstructure and properties of Cu-10%Fe alloy produced by double melt mixed casting and multi-stage thermo mechanical treatment. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 820. P. 153323.
3. Dreval L. A., Turchanin M. A., Abdulov A. R., Bondar A. A.. Thermodynamic assessment of the Cu-Fe-Cr phase diagram. *Chemistry Metals and Alloys*. 2010. Vol.3. P. 132-139.
4. Rdzawski Z. M., Stobrawa J., Chuchavski W. Structure and properties of CuFe₂ alloy. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2009. Vol.33, Issue 1. P.7-18.
5. X. Dai, M. Xie, S. Zhou, C. Wang, M. Gu, J. Yang and Z. Li. Formation mechanism and improvement properties of Cu₉₅Fe₅ homogeneous immiscible composite coating by the combination of mechanical alloying and laser cladding. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018. Vol. 740. P. 194 – 202.
6. Специальные способы литья: *Справочник* . Под общ. ред. В. А. Ефимова. 1991. 436 с.
7. Сосненко М. Н. Современные литейные формы. 1967. 232 с.

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПОВЕРХНЕВИХ ФАКТОРІВ НА ЗАРОДЖЕННЯ КРИСТАЛІВ У МОДЕЛЬНИХ СЕРЕДОВИЩАХ

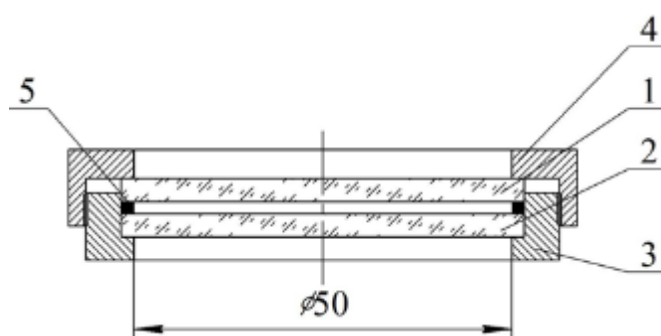
Для отримання литих заготовок з дисперсною кристалічною структурою необхідно забезпечити максимальну швидкість зародкоутворення, яка залежить від багатьох факторів, у тому числі від обсягу, температур перегріву та переохолодження розплаву металу тощо [1-9]. Є теорії поверхневої [5-7] та об'ємної кристалізації [3, 4, 9], які по-різному пояснюють залежність швидкості зародкоутворення від різних факторів. Але обидві теорії знайшли часткового експериментального підтвердження у дослідях із металами. Безпосереднє вивчення процесів кристалізації реальних металів надзвичайно ускладнене. Тому у цій роботі за допомогою оригінальної методики фізичного моделювання проведено дослідження впливу поверхневих факторів на швидкість утворення зародків у низькотемпературних ($t_{пл.} \leq 60^{\circ}\text{C}$) органічних середовищах (камфен та дифеніламін) в залежності від температур їх перегріву та тверднення. Для виключення впливу об'ємних факторів (конвекція, флуктуації температур, активність домішок тощо) на зародкоутворення у розплавах дослідження проведено на плоских зразках невеликої товщини ($\delta = 0,2$ мм) для чого була виготовлена відповідна модель (рис. 1).

Експерименти проводили наступним чином: плоску модель з дослідним середовищем розміщували у кювету з прозорими гранями, в який з термостату подавався теплоносії (вода) з необхідною температурою (точність виміру $0,1^{\circ}\text{C}$). На початку середовище у моделі розплавляли, задавши необхідну для цього температуру теплоносія, та витримували за цієї температури протягом 15 хв. Потім з іншого термостата в кювету подавали охолоджувальну рідину (воду) з температурою, яка відповідала певним переохолодженням для конкретного середовища і була достатньою для утворення зародків. Невелика товщина шару розплаву та прозорість середовища дозволяла візуально спостерігати процес його кристалізації у часі та фотографувати. Кількість кристалів, що зародилися в кожний момент їх фіксації, підраховували за відповідними фотографіями. Для різних умов експерименту (тобто залежно від температури перегріву та переохолодження розплаву) за кількістю кристалів, що з'явилися на площі

поверхні моделі у часі, розраховували швидкість зародження кристалів (I) за наступною елементарною формулою:

$$I = dn/dr \cdot 1/V, \quad (1)$$

де dn – кількість кристалів на площі поверхні моделі, які утворилися за відповідний час dr ; V – об'єм розплаву у моделі.



а

б

Рис. 1. Схема (а) та фото (б) плоскої моделі для дослідження утворення зародків у прозорих органічних середовищах

Рис. 1 – Схема плоскої моделі (а) та експериментальної установки (б) з дослідними зразками прозорих органічних середовищ у пробірках

Для проведення досліджень із об'ємними зразками більш великих обсягів з кожного модельного сплаву готували по три дослідних зразка однакового обсягу у кварцових пробірках $\varnothing 8$ мм. Для забезпечення абсолютної ідентичності умов плавлення та кристалізації модельних сплавів усі три зразка одночасно поміщали в кювету, у який з термостата подавався прозорий теплоносіє (вода) з необхідною температурою. Температури утворення зародків у дослідних зразках фіксували за допомогою термопар, сигнал від яких у вигляді абсолютних значень температур у цифрах спостерігали на екрані цифрового потенціометра. Прозорість модельних середовищ та граней кювети дозволяли спостерігати за зародженням кристалів у них ще й візуально.

Встановлено, що характер залежності швидкості утворення зародків (I) в часі (τ) у плоских зразках з обох середовищ для всіх умов експерименту є екстремальним (рис. 3). На цьому рисунку з прикладу камфена бачимо, що I спочатку швидко росте і, досягнувши максимуму, падає до нуля. При цьому з підвищенням температури перегріву розплаву (Δt^+) максимальне значення I_{max} зменшується і зміщується вправо, тобто I_{max} досягається за більш тривалий час. Ймовірно, це пов'язано з тим, що до відведення надлишкового тепла перегріву процес кристалізації взагалі не починається

і, відповідно, в результаті цього йде більш тривалий час. А зменшення швидкості зародкоутворення при цьому обумовлено з прогріванням стінок форми за рахунок тепла перегріву.

Аналогічний характер зміни швидкості утворення зародків у плоских зразках з обох середовищ ми спостерігали і з підвищенням переохолоджень (Δt^*) при однаковому рівні їх перегріву (Δt^*). Все це свідчить про нестационарний режим утворення зародків в обох середовищах.

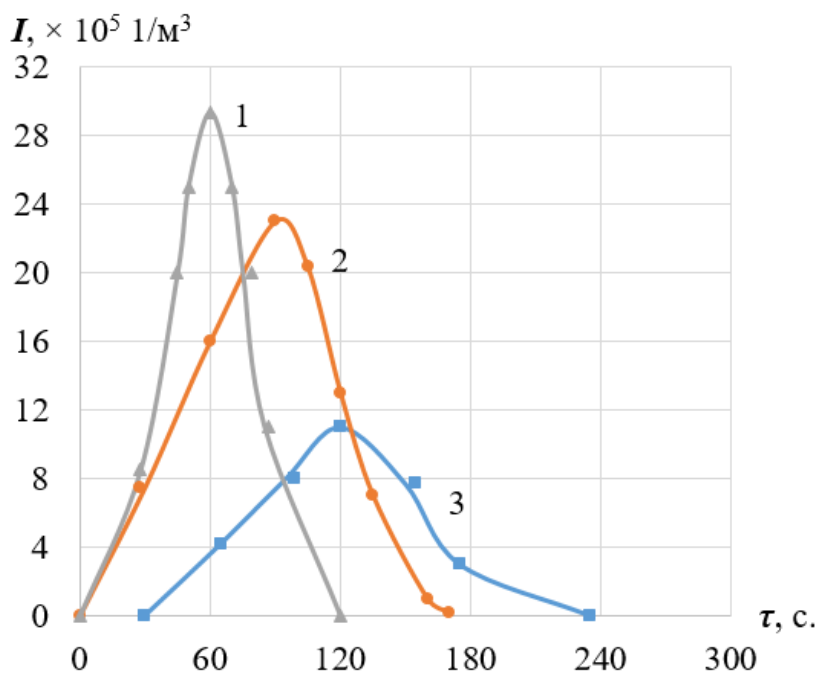


Рис. 2. Зміна швидкості утворення зародків камфену у плоских зразках в залежності від температури перегріву його розплаву: 1 – $\Delta t^* = 2^\circ\text{C}$; 2 – $\Delta t^* = 4^\circ\text{C}$; 3 – $\Delta t^* = 8^\circ\text{C}$

Закономірним наслідком зміни швидкості утворення зародків I дослідних середовищ є суттєва залежність дисперсності їх кристалічних структур від цього параметру (рис. 3). Бачимо, що чим більше величина параметра I при інших рівних умовах, тим менше розмір макрозерна камфену. Аналогічні закономірності залежності макроструктури від швидкості утворення зародків отримані і для дифеніламіну.

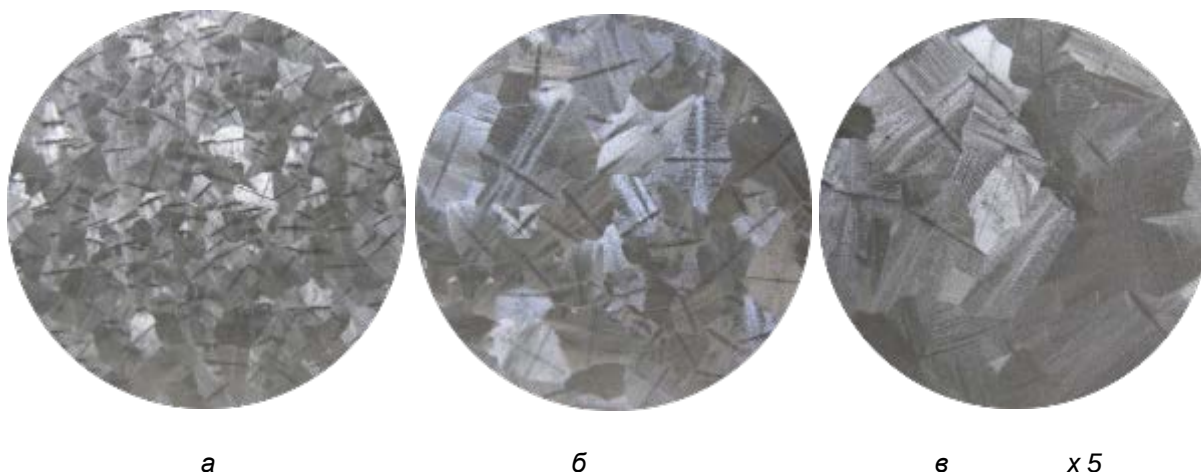


Рис. 3. Макроструктура зразків камфену в залежності від швидкості утворення зародків:

$$a - I = 29 \times 10^5 \text{ 1/м}^3; \text{ б} - I = 14 \times 10^5 \text{ 1/м}^3; \text{ в} - I = 6 \times 10^5 \text{ 1/м}^3$$

Таким чином, на дослідних зразках з прозорих органічних середовищ наочно показано, що дисперсність їх кристалічних структур безпосередньо залежить від значень швидкостей утворення зародків на міжфазному кордоні розплав-стінка форми (тобто активності її поверхні). У свою чергу, активність поверхні стінок форм істотно визначається ступенем перегріву розплавів модельних середовищ над температурою ліквідуса та рівнем їх переохолоджень.

Список літератури

1. Овсиенко Д. Е. Зарождение и рост кристаллов из расплава. – К.: Наукова Думка, 1994. – 256 с.
2. Абрамов А. А., Ткаченко В. Г., Щерецкий А. А., Максимчук И. Н., Вовчок А. С. Особенности переохлаждения жидких металлических сплавов с различным химическим взаимодействием компонентов // Электронная микроскопия и прочность материалов: Сб. научн. тр. – К.: ИПМ НАН України, 2014. – Вип. 20. – С. 52-64.
3. Jinku Y., Qi Q., Lian L., Qihua J., Dongying N. Investigation on the undercooling and crystallization of pure aluminum melt by DSC // Phase Transitions. – 2010. – Vol. 83, No. 7. – PP. 543–549.
4. Mei Q., Li J. Dependence of Liquid Supercooling on Liquid Overheating Levels of Al Small Particles // Materials. – 2016. – V. 9, No. 1, article 7. – PP. 1-8.
5. Yang B., Perepezko J.H., Schmelzer J.W.P., Gao Y., Schick C. Dependence of crystal nucleation on prior liquid overheating by differential fast scanning calorimeter // The Journal of Chemical Physics. – 2014. – V. 140, 104513. – P. 1-7.

6. Zhao B., Li L., Lu F., Zhai Q., Yang B., Schick C., Gao Y. Phase transitions and nucleation mechanisms in metals studied by nanocalorimetry: A review // *Thermochimica Acta*. – 2015. – V. 603. – P. 2-23.

7. Uttormark M.J., Zanter J.W., Perepezko J.H. Repeated nucleation in an under-cooled aluminum droplet // *Journal of Crystal Growth*. – 1997. – V. 177. – P. 258-264

8. Aleksandrov V.D., Frolova S.A. Supercooling of In_2Bi and InBi Melts // *Inorganic Materials*. – 2004. – V. 40, No. 3. – P. 227–230.

9. Aleksandrov V.D., Frolova S.A. Effect of the Overheating of the Gallium Melt on Its Supercooling during Solidification // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2014. – No. 1. – P. 14–19.

УДК 621.74.041

О.І. Погребський, В.Б. Чумаченко, І.А. Костенко

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

ВПЛИВ ТЕРМООБРОБКИ НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ГЛИН

Результати досліджень властивостей формувальних сумішей на основі глин і бентонітів, прожарених при різноманітних температурах, показали, що при нагріванні до 200 °С їх властивості міцності істотно не знижуються, при нагріванні до 300 °С міцність глинистих матеріалів знижується незначно (на 10...15 %), при нагріванні до 450 °С властивості міцності бентонітів і глини знижуються відповідно на 50 та 40 %. Найбільше зниження міцності глин відбувається в інтервалі температури 300...600 °С, тобто при видаленні зв'язуючої кристалізаційної і конституційної води [1]. Нагрівання бентонітів >600°С, а глини > 700°С призводить практично до повної їх шамотизації. Суміші, приготовані з використанням таких глин, не мають потрібних технологічних властивостей (міцності, пластичності) без додаткового оновлення.

Найбільше падіння міцності при нагріванні спостерігається у Горбського бентоніту ($4,5 \cdot 10^{-5}$ МПа/°С), а найменше у вогнестійкої Дружківської глини ($3,1 \cdot 10^{-5}$ МПа/°С); відповідно, термостійкість Дружківської глини вища, ніж термостійкість бентоніту. Часов'ярська глина менш термостійка, ніж Дружківська.

Коефіцієнт газопроникності сумішей (K), виготовлених на свіжому піску і термооброблених глинах, монотонно знижується на 3...10 % зі збільшенням темпера-

тури прожарювання до 700 °С. Незначне зниження газопроникності обумовлено зміною властивостей самої глини (ймовірніше за рахунок зменшення колоїдальності глинистих частинок і більш компактного розподілу в об'ємі суміші).

По іншому змінюється газопроникність сумішей при термічній дії на пісок і глину, що відбувається при багаторазовому використанні оборотних сумішей у виробництві (див. рис. 1). Для всіх сумішей з Верхньодніпровським, Черкаським та Горбським бентонітом газопроникність суміші (K) після $N=2\dots3$ заливок знижується на $\sim 35\%$, а після $N=3\dots5$ заливок підвищується на $\sim 15\%$ у порівнянні з $N=2\dots3$. Слід відмітити, що через $N=7\dots10$ заливок газопроникність суміші стабілізується приблизно на рівні, що має свіже виготовлена суміш.

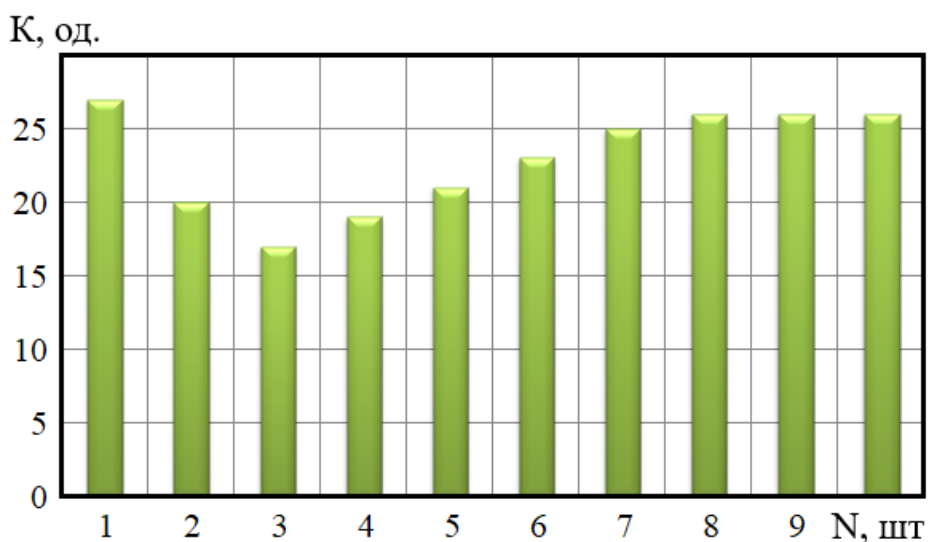


Рис. 1 – Залежність газопроникності сумішей з бентонітами від числа заливань (N) їх сплавом

Такий характер зміни газопроникності при повторних нагріваннях суміші можна пояснити одночасним протіканням двох протилежних процесів: подрібнення зерен піску і облітизації. Після перших $2\dots5$ заливань переважає процес подрібнення зерен кварцового піску при температурі його алотропічного перетворення (576 °С), що підтверджується результатами досліджень зміни фракційного складу піску в процесі багаторазових заливань.

Подальше підвищення газопроникності пов'язане з перебігом процесу видимого укрупнення зерен піску за рахунок облітизації, тобто обростання зерен піску плівками глинистого чи глинисто-вугільного матеріалу.

Таким чином найбільше зниження міцності глин відбувається при їх термообробці в інтервалі температур 300...600 °С. Газопроникність сумішей, які виготовлені на «свіжому» піску і термооброблених глинах, монотонно знижується на 3...10 % зі збільшенням температури прожарювання до 700 °С. При цьому, через 7...10 заливок газопроникність суміші стабілізується приблизно на рівні, що має свіже виготовлена суміш.

Список літератури

1. Solonenko, L.I. Kinetics of quartz sand and its mixtures drying by microwave radiation / L.I. Solonenko, S.I. Repiakh, K.I. Uzlov, I. Mamuzich, T.V. Kimstach, O.P. Bilyi // *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*. – 2021. - № 1. - P. 68-77.

А. О. Потапов, А. А. Севоян, С. Д. Євтушенко, П. С. Пензєв, О. В. Акімов

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

ВИБІР СПЛАВУ ТА ОБҐРУНТУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИКОНАННЯ ЛИТИХ ПОРШНІВ

Сучасне моторобудування прагне підвищення потужності та економічності двигунів внутрішнього згоряння (ДВЗ) за рахунок форсування режимів роботи. Це потребує не тільки вдосконалення конструкцій, а й підбору матеріалів, здатних витримувати екстремальні умови експлуатації. Однією з найбільш навантажених деталей є поршень, від надійності якого залежить ресурс двигуна. При виборі сплаву для поршня враховуються такі вимоги як висока твердість, міцність при підвищених температурах, низький коефіцієнт теплового розширення, зносостійкість і хороші антифрикційні властивості.

Найбільш поширеним матеріалом для виготовлення поршнів залишаються алюмінієві сплави, зокрема, силуміни. Вони мають малу питому вагу і високу теплопровідність, що робить їх оптимальними для двигунів з ефективним тиском до 1,7 МПа. Однак при подальшому зростанні термонавантаженості двигуна алюмінієві сплави втрачають теплостійкість. Посилення конструкції з використанням накладок, вставок та покриттів частково вирішує проблему, але призводить до обтяження поршня та подорожчання його виробництва.

Чавун у цьому контексті є цікавою альтернативою. Він менш схильний до втомного руйнування, має високу теплостійкість і жорсткість, що робить його придатним для поршнів, що працюють при тисках до 2,23 МПа. Особливо перспективний чавун з вермікулярним графітом (ЧВГ), що поєднує міцність, пластичність та теплопровідність, що дозволяє використовувати його в умовах підвищеного форсування.

Проте, подальше підвищення температури у зоні камери згоряння потребує застосування нових матеріалів. Кераміка та біметалічні композиції, незважаючи на свою високу теплостійкість і корозійну стійкість, поки не набули широкого поширення через крихкість та високу вартість. Найбільш вдалим рішенням є біметалічні конструкції поршнів із титановими вставками. Титановий сплав системи Ti-Si (Тікад) відрізняється

поєднанням властивостей металів і кераміки - низьким коефіцієнтом розширення, високою міцністю, жаростійкістю та стійкістю до тріщиноутворення.

Конструктивно вдалим рішенням є поршень із чавунною юбкою та титановою вставкою під камеру згоряння. Завдяки близьким значенням коефіцієнтів теплового розширення для чавуну та титану забезпечується надійне металеве з'єднання. Така конструкція забезпечує не лише термостійкість, а й необхідну зносостійкість.

Форма камери згоряння також впливає на довговічність поршня. Так, перехід від камери типу ЦНІДІ до тороїдальної знижує рівень напруги та збільшує термін служби. Додаткові елементи, такі як терморегулюючі вставки, охолоджуючі змійовики та вплавлені елементи з інвару, сприяють зниженню температурних деформацій та покращенню відведення тепла.

Особлива увага приділяється теплоізоляції поршня. Історично використовувалися вставки з жароміцної сталі, а в сучасних рішеннях використовуються складні багат шарові конструкції з керамічними ізоляційними шарами. Такі технології дозволяють мінімізувати втрати тепла, підвищуючи ефективність та економічність двигуна.

Таким чином, оптимальне конструктивне виконання поршня високофорсованого двигуна передбачає використання біметалевих рішень, в яких вдало поєднуються зносостійкі та теплостійкі матеріали. Найбільш перспективною на сьогоднішній день є комбінація чавуну та титанового сплаву Тікад, що забезпечує баланс між характеристиками міцності і термічними характеристиками, а також допустимим рівнем витрат на виробництво.

А. Г. Пригунова, О. В. Ноговіцин, Т. А. Аюпова¹, М. В. Кошелєв, О. А. Носко¹

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

¹Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ У СПЛАВІ 7075 СИСТЕМИ Al-Zn-Mg-Cu ЯК ПІДГРУНТЯ ВИЗНАЧЕННЯ ПАРАМЕТРІВ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ «ВАЛКОВА РОЗЛИВКА – ТЕРМІЧНА ОБРОБКА»

Високоміцні алюмінієві сплави системи Al-Zn-Mg-Cu (серія 7xxx), серед яких важливе місце належить сплаву 7075, знаходять широке застосування в авіаційній, автомобільній та оборонній галузях завдяки високому співвідношенню міцності до густини, хорошим експлуатаційним характеристикам та здатності до термічного зміцнення [1]. Водночас ефективність сучасних технологічних процесів — таких як валкова розливка [2], гаряча пластична деформація та термічна обробка (розчинення, гартування й старіння) [3] — значною мірою визначається особливостями фазових перетворень у сплаві на різних етапах його обробки.

Встановлення температур солідус і ліквідус, а також дослідження послідовності та механізмів фазових перетворень у процесах нагріву, плавлення та кристалізації є ключовими для формування керованої мікроструктури та запобігання термічно індукованим дефектам [4]. Зокрема, ці параметри дозволяють обґрунтовано призначати температурні режими лиття при валковій розливці [5], обробці тиском у гарячому стані та на подальших стадіях термічної обробки.

Тобто, дослідження фазових перетворень у сплаві 7075 є необхідною передумовою для оптимізації технологічних маршрутів та забезпечення стабільних експлуатаційних властивостей готових виробів.

Як базовий вибрали сплав 7075 з максимально допустимим вмістом цинку (табл. 1).

Таблиця 1. Хімічний склад (мас%) досліджуваного сплаву

Сплав	Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Si	Al
За ISO 209-1	5,1...6,1	2,1...2,9	1,2...2	≤ 0,3	≤ 0,5	≤ 0,4	Решта
Експериментальний	6,1	2,8	1,7	0,24	0,15	0,05	Решта

Фазові перетворення вивчали методом диференційного термічного аналізу (ДТА) за допомогою приладу Derivatograph Q 1500-D (МОМ Угорщина). Термограми

знімали за швидкості нагрівання та охолодження $5^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ у діапазоні температур $25\ldots750^{\circ}\text{C}$ у повітрі під час навішування проби вагою $140\pm0,1$ мг [6]. Середні значення параметрів плавлення та кристалізації визначали графічно, довірчі інтервали температур становили $\pm0,5^{\circ}\text{C}$. Площу під кривою ДТА встановлювали числовим інтегруванням часової залежності $\Delta T = f(t)$ за лінійної екстраполяції базисної кривої.

За даними ДТА (рис.) встановлено, що плавлення сплаву починається з низькотемпературних евтектик у досить широкому інтервалі температур ($468\ldots550^{\circ}\text{C}$) зі значним поглинанням теплової енергії (рис. а). При цьому температура ліквідус становить 630°C , солідус 468°C , тобто інтервал кристалізації 162°C .

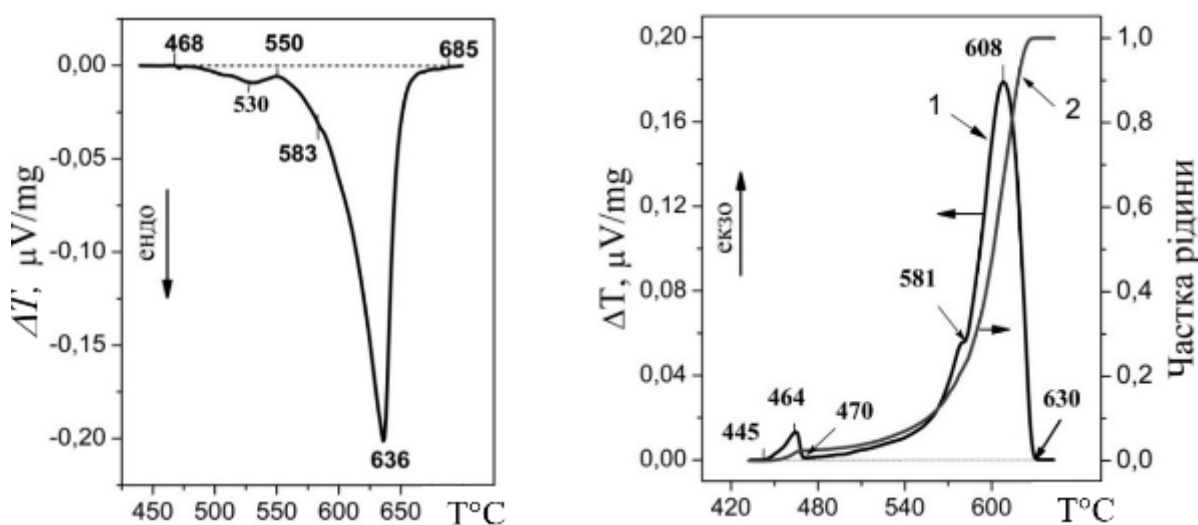


Рис. – ДТА криві плавлення (а) та кристалізації (b) досліджуваного сплаву:

1 – ДТА крива, 2 – частка твердої фази

Складна несиметрична форма піка кривої ДТА в діапазоні $468\ldots550^{\circ}\text{C}$ і його розташування, яке корелює з таким першого піка на кривих для сплавів системи 7xxx [7–9], дають можливість припустити, що в інтервалі $468\ldots525^{\circ}\text{C}$ відбувається плавлення щонайменше чотирьох фаз (MgZn_2 , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, Al_2CuMg і Mg_2Si), з чим пов'язаний досить відчутний тепловий ефект. Процес починається з перетворення $(\text{Al}) + \text{MgZn}_2 + \text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3 \rightarrow \text{L}$, яке може реалізовуватися через реакції $(\text{Al}) + \text{MgZn}_2 \rightarrow \text{L}$ та $(\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3 \rightarrow \text{L}$, що, найімовірніше, відбуваються при $468\ldots480^{\circ}\text{C}$. Далі розчиняються фази Mg_2Si і Al_2CuMg , відповідно, при $478\ldots525^{\circ}\text{C}$ [10] і $490\ldots501^{\circ}\text{C}$ [11]. Не виняток, що плавлення фаз Al_2CuMg і Mg_2Si здійснюється за реакцією $(\text{Al}) + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Mg}_2\text{Si} \rightarrow \text{L}$ [11].

В інтервалі температур 525...550°C зафіксовано перетворення $(Al) + CuAl_2 \rightarrow L$, яке за рівноважних умов відбувається при 549°C [8]. За досить високої температури 583°C, коли найчастіше плавляться (кристалізуються) залізовмісні фази [8, 12], на кривій присутній ледь помітний ендотермічний пік, що свідчить про їх незначну об'ємну частку. Найбільший ендотермічний ефект, має місце у діапазоні 583...685°C і пов'язаний з розпаданням і плавленням перенасиченого твердого розчину алюмінію.

Кристалізація починається при 630°C (рис. б) з появи первинних кристалів алюмінію. При ~ 581°C і в інтервалі 470...445°C спостерігаються евтектичні перетворення, які, як і формування (Al) , відбуваються з виділенням тепла за дещо нижчих температур порівняно з плавленням (див. рис. а). Найбільша частка твердої фази (до 82 % об.) з'являється на перших етапах кристалізації зі зниженням температури від 630 до 560°C. Подальше охолодження несуттєво впливає на темп зміни вмісту рідкої та твердої фаз (див. рис. б).

Особливістю досліджуваного сплаву є широкий інтервал кристалізації, що майже на 30°C більший, ніж сплаву Д16 (2024) [13]. Це утруднює одержання якісної стрічки під час лиття-вальцювання.

Ураховуючи експериментально визначену температуру ліквідус випробовуваного сплаву (630°C), валкове розливання запропоновано здійснювати при 640...650°C. Параметри термічного оброблення обирали за аналізом типів та температурних інтервалів фазових перетворень, що відбуваються при нагріві (охолодженні) сплаву 7075, а також керуючись температурою нерівноважного солідусу (468°C). Вибрано наступні режими термічної обробки:

ТО1 – відпал при 400°C упродовж 2 год, охолодження з піччю до 150°C і далі – у повітрі;

ТО2 – нагрівання до 460°C, витримка 30 хв, гартування у воді, старіння 72 год при кімнатній температурі;

ТО3 – нагрівання до 460°C, витримка 30 хв, гартування у воді, старіння 24 год у печі при 120°C і охолодження у повітрі.

Список літератури

1. Куцова В. З., Погребна Н. Е., Хохлова Т. С. та ін. Алюміній та сплави на його основі. Дніпропетровськ: Пороги, 2004. 136 с.

2. Гридин А. Ю., Шапер М., Данченко В. Н. Получение полос из высокопрочных алюминий-магниевых сплавов валковой разливкой-прокаткой // Обработка металлов давлением. – 2011. – № 3 (28). – С. 184–194.
3. Effects of Aging Temperature, Time, and Pre-Strain on Mechanical Properties of AA7075 / S. Kilic, I Kacar, M. Sahin, F. Ozturk, O. Erdem, // Materials Research. – 2019. – 22 (5), e20190006. DOI:10.1590/1980-5373-mr-2019-0006
4. Hosein Ebrahimi, Ali Karimi Taheri. Microstructural Evolution in 7075 Aluminum Alloy During Retrogression Process: Experimental and Phase Field Modeling // SSRN Electronic Journal. – 2022. DOI: 10.2139/ssrn.4194452
5. Djurdjevic MB, Vicario I, Huber G. Review of thermal analysis applications in aluminium casting plants. Revista de Metalurgia. 2013;50(1):e004. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.004>.
6. ASTM Standard: E 967-97. Practice for Temperature Calibration of Differential Scanning Calorimeters and Thermal Analyzers.
7. A study of microstructure and microsegregation of aluminum 7050 alloy / F. Y. Xie, X. Y. Yan, L. Ding, F. Zhang, S. L. Chen, M. Chu, and Y. A. Chang // Mater. Sci. Eng. A. – 2003. – 335. – P. 144–153.
8. Mondolfo L. F. Aluminium Alloys: Structure and Properties. – London: Butterworths, 1976. – 842 p.
9. Lim S. T., Eun I. S., and Nam S. W. Control of equilibrium phases (M, T, S) in the modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications // Mater. Trans. – 2003. – 44, No. 1. – P. 181–187. DOI: 10.2320/matertrans.44.181
10. Распределение цинка в литых сложнолегированных алюминий-кремнистых сплавах / Ю. Н. Таран, А. Г. Пригунова, С. С. Петров, Е. И. Корж // ДАН УССР. – 1986. – № 12. – С. 72–75.
11. Lim S. T., Lee Y. Y., and Eun I. S. Microstructural evolution during ingot preheat in 7xxx aluminum alloys for thick semiproduct applications // Mater. Sci. Forum. – 2006. – 519–521. – P. 549–554.
12. Thermodynamic Modelling and Thermal Analysis of AK5M2 Alloy with 0,8-3,3 % Iron / A.G. Prygunova, O.A. Shcheretskiy, M.V. Koshelev, V.D. Babuk, E.A. Zhidkov // Metallophysics and advanced technologies. – 2022. – Vol. 44. – No 5. – pp. 671-689. <https://doi.org/10.15407/mfint.44.05.0671>
13. Структура і властивості литої стрічки зі сплаву Д16 в технологічному ланцюжку “валкова розливка–гаряча прокатка–термічна обробка” / О. В. Ноговіцин, А.

УДК 621.746.5

А.Г. Пригунова, О.В.Ноговіцин, Т.А. Аюпова*, О.В. Аболіхіна, О.А. Носко*

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

*Український державний університет науки і технологій, Дніпро

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО СПЛАВУ 7075 У ТЕХНОЛОГІЧНОМУ ПРОЦЕСІ «ВАЛКОВА РОЗЛИВКА - ТЕРМІЧНА ОБРОБКА»

Валкова розливка, або twin-roll casting, — це сучасна технологія безперервного лиття металів, за якою розливання та первинна прокатка являють собою єдиний процес [1, 2]. Цей спосіб особливо широко застосовується для одержання виробів з алюмінієвих сплавів [2–4]. Його суть полягає в подачі розплаву між двома водоохолоджуваними обертовими валками, де він швидко кристалізується в зазорі, утворюючи суцільну стрічку або лист. Такий підхід дає змогу істотно скоротити кількість технологічних операцій, зменшити енергоспоживання та знизити собівартість продукції порівняно з традиційними методами лиття та прокатки.

У роботі [5] досліджено особливості формування структури та властивостей сплаву Д16 (система Al–Cu–Mg) в технологічному ланцюзі «валкова розливка — гаряча прокатка — термічна обробка». Отримана стрічка має механічні характеристики, які не лише перевищують існуючі аналоги, але й вимоги чинних стандартів. Для подальшого розвитку цих досліджень доцільним є вивчення впливу валкової розливки на закономірності формування структури литої стрічки з високоміцних алюмінієвих сплавів системи Al–Zn–Cu–Mg, зокрема сплаву 7075.

Одним з ключових чинників, що визначає структуроутворення та рівень механічних властивостей алюмінієвих сплавів, є термічна обробка, за якої відбуваються складні фізико-хімічні явища, пов'язані з розпадом пересиченого твердого розчину та утворенням дисперсних зміцнюючих фаз [6, 7]. Тип, розмір та розподіл інтерметалідів визначаються параметрами старіння — температурою та часом витримки, які, своєю чергою, безпосередньо впливають на ступінь зміцнення сплаву, суттєво залежним від його структурного стану перед термічною обробкою, особливо при швидкісному охолодженні, що має місце при валковій розливці.

Об'єктом дослідження були зразки листової заготовки зі сплаву 7075 (табл. 1), отриманої на експериментальній установці двовалкового лиття-прокатки (ФТІМС НАНУ), в литому стані та після термічної обробки.

Термічну обробку проводили за трьома режимами: ТО1 – відпал при $T = 400^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2$ год., охолодження з піччю до 150°C і далі у повітрі; ТО2 – нагрівання до $T = 460^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau = 30$ хв., гартування охолодженням у воді, старіння при кімнатній температурі 72 год.; ТО3 – нагрівання до $T = 460^{\circ}\text{C}$, витримка $\tau = 30$ хв., гартування охолодженням у воді, старіння в печі при температурі 120°C протягом 24 год. і охолодження у повітрі.

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваного сплаву, % мас.

Сплав	Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Si	Al
За ISO 209-1	5,1...6,1	2,1...2,9	1,2...2	$\leq 0,3$	$\leq 0,5$	$\leq 0,4$	Решта
Експериментальний	6,1	2,8	1,7	0,24	0,15	0,05	Решта

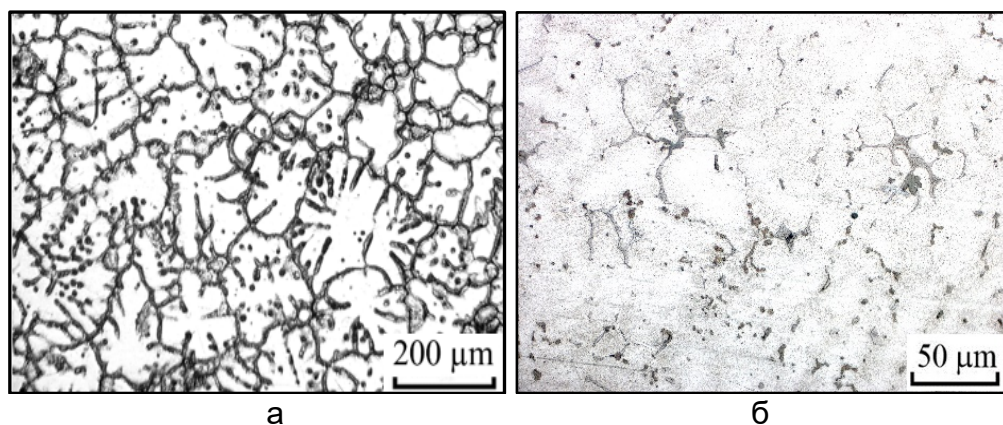
Мікроструктуру вивчали на мікроскопі AXIOVERT-200MAT. Розмір структурних складових визначали методом січних. Аналізували вплив термічної обробки на кількісні характеристики структури: E – частку інтерметалідних фаз на межі зерен твердого розчину алюмінію (Al); D – розмір кристалів інтерметалідів; A – параметр форми інтерметалідів, R – розмір дендритних комірок (Al), Ar – параметр форми дендритних комірок (Al).

Механічні випробування за розтягу (границі плинності σ_{02} і міцності σ_B , а також відносне видовження δ) проводили на розривній машині UTM-100 за ДСТУ EN 10002-1:2006.

Мікроструктура сплаву 7075 в литому стані, закристалізованому зі швидкістю $0,5...1,0^{\circ}\text{C/c}$, переважно недендритна, складається з твердого розчину легуючих елементів цинку, міді, магнію в алюмінії розеточної морфології та інтерметалідних фаз (рисунк 1, а). Сплав має наступний фазовий склад: (Al), CuAl_2 , MgZn_2 , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, Al_2CuMg , Al_6CuMg_4 , Mg_2Si , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$ [8, 9].

Лита стрічка при валковій розливці (рис. 1 б) формується в процесі високошвидкісного охолодження з рідкого стану ($V_{\text{охол.}} \sim 10^3^{\circ}\text{C/c}$). Спостерігається недендритна структура, з близькою до глобулярної формою зерен (Al). У середині зерен присутні дисперсні виділення інтерметалідних фаз.

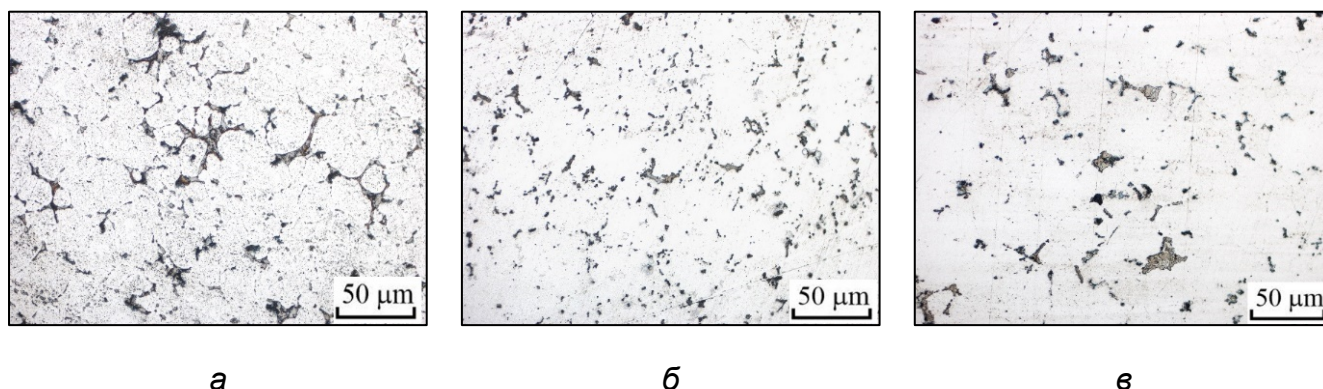
Порівняно з литим станом (див. рис. 1 б) відпал при температурі 400°C (ТО1) (рис. 2 а) незначно (з 37 до 39 μm) збільшує розмір дендритних комірок (Al), зменшує параметр їх форми з 1,33 до 1,29 (рис. 3, а, б), роблячи їх більш рівновісними. На межах (Al) збільшується кількість та розмір евтектичних колоній, протяжність деякі з яких досягає 50 μm .



а - швидкість охолодження 0,5...1,0 °C/с,

б – охолодження з рідкого стану $V_{\text{охол}} \sim 10^3$ °C/с

Рис. 1 - Мікроструктура сплаву 7075 в литому стані

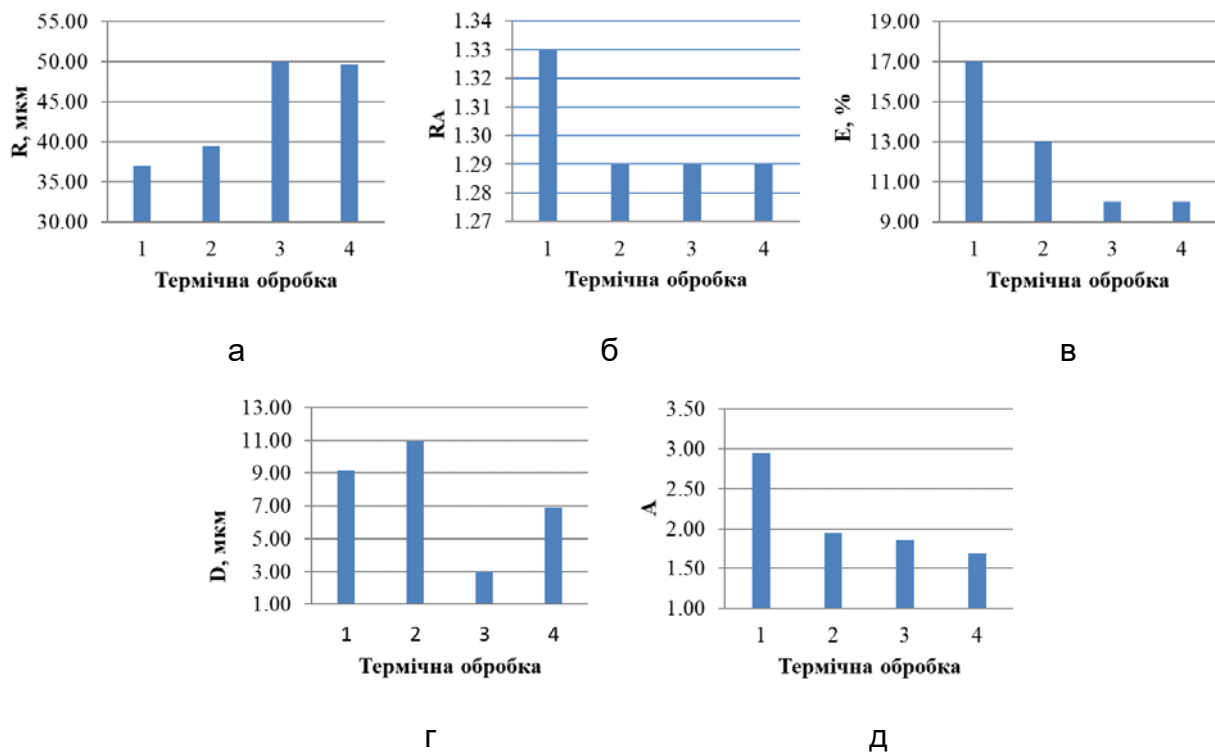


а – ТО1; б – ТО2; с – ТО3

Рис. 2 - Мікроструктура сплаву 7075 після валкової розливки і термічної обробки

При термічній обробці за режимом ТО2 – гартування зі старінням при кімнатній температурі (рис. 2 б) комірки дендритів (Al) зростають до 50 μm , параметр їх форми практично такий, як після відпалу (рис. 3 а, б). Зменшується об'ємна частка та розмір евтектичних колоній на межі (Al) майже у 2,5 рази. Сфероїдизуються інтерметаліди в евтектиках. Їх розмір зменшується до 3 μm , а частка – до 10 % (рис. 3 в, г), що на 7 % менше порівняно з литим станом і на 3 % після відпалу.

Після гартування зі штучним старінням при температурі 120 °С (ТО3) у структурі сплаву 7075 (рис. 2 в) порівняно з ТО2 (див. рис. 2 б) спостерігається деяке збільшення розміру та кількості евтектичних колоній, але менше, ніж внаслідок відпалу (див. рис. 2 а, рис. 3 в). Як у сплаві, що пройшов обробку ТО2, інтерметаліди в евтектиках переважно компактної форми, але більші за розміром, в окремих випадках досягаючи до 7...10 μm (рис. 3 г), що зумовлено інтенсифікацією процесів їх сфероїдизації та коагуляції. Розмір та параметр форми дендритних комірок (Al) при термічних обробках сплаву за режимами ТО2 і ТО3 практично однакові (рис. 3 а,б).



1 – без ТО; 2 – ТО1; 3 – ТО2; 4 – ТО3; розмір (а), параметр форми (б) дендритних комірок (Al); частка (в), розмір (г), параметр форми (д) інтерметалідних фаз на межі зерен (Al)

Рисунок 3 - Характеристики структури сплаву 7075 після валкової розливки в залежності від режимів термічної обробки

Механічні властивості сплаву 7075 після комплексної обробки «валкова розливка – термічна обробка» представлені в табл. 2.

Таблиця 2 – Механічні характеристики сплаву 7075 після валкової розливки в залежності від термічної обробки

Режим ТО	σ_{02}	σ_B	δ
Литий (валкова розливка)	-	288,9	0,09

Валкова розливка + ТО1	138,8	187,4	2,64
Валкова розливка + ТО2	298,5	328,4	1,38
Валкова розливка + ТО3	399,0	419,6	0,53

У результаті відпалу (ТО1) спостерігається істотне зростання пластичності у 2,5-2,6 разів при зниженні міцності, ймовірно, за рахунок зняття наклепу від валкової розливки з швидкостями кристалізації і одночасною первинною деформацією.

Загартування з природним старінням (ТО2) приводить до одночасного підвищення міцності у 1,4 рази та пластичності 1,4-1,5 разів. При зміні природного старіння на штучне (ТО3) отримано максимальне значення міцності. Пластичність у порівнянні з литим станом збільшується у 5-6 разів.

Література

1. *Ferry M. Direct strip casting of metals and alloys.* – Boca Raton, FL, USA: CRC Press, 2006. - 276 p.
2. *Defect formation in twin roll-cast AA 3xxx and 5xxx series aluminium alloys / Ch Gras, M. Meredith, K. Gatenby, J.D. Hund // Materials Science Forum.* - 2002. - Vol. 396-402. - P.89-94.
3. *Aluminium alloys strip casting using an unequal diameter twin roll caster / T. Haga, M. Ikawa, H. Wtari, S. Kumai // Journal of Materials Processing Technology.* - 2006. -Vol. 172. - P. 271–276.
4. *Rolling of flat aluminum strips with tailored mechanical properties / O. Grydin, S. Bondarenko, M. Stolbchenko, M. Schaper // Materials Science Forum.* – Switzerland: Trans Tech Publications. – 2016. – Vol. 854. – P. 87-92.
5. *Структура і властивості литої стрічки зі сплаву Д16 в технологічному ланцюжку "валкова розливка-гаряча прокатка-термічна обробка" / О.В. Ноговіцин, А.С. Нурадинов, А.Г. Пригунова, В.З. Куцова, Т.А. Аюпова, І.А. Нурадинов // Металознавство та обробка металів.* – 2020. - № 2. – т. 26(94). - С. 49-59.
6. *Mondal Chandan, Mukhopadhyay A.K. On the nature of T(Al₂Mg₃Zn₃) and S(Al₂CuMg) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy / // Materials Science and Engineering.* - A 391. - Issues 1–2. - 25 January 2005. - Pages 367-376. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.09.013>.

7. Ozer G., Karaaslan A.. Properties of AA7075 aluminum alloy in aging and retrogression and reaging process // Trans. Nonferrous Metals Soc. China. – 2017. – 27. - P. 2357-2362. doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60261-9

8. Jun-Tao Liu, Yong-An Zhang, Xi-Wu Li, Zhi-Hui Li, Bai-Qing Xiong, Ji-Shan Zhang. Phases and microstructures of high Zn-containing Al–Zn–Mg–Cu alloys. Rare metals. - Volume 35. - 2016. - P. 380–384.

9. Behzad Binesh, Mehrdad Aghaie-Khafri. Phase Evolution and Mechanical Behavior of the Semi-Solid SIMA Processed 7075 Aluminum Alloy // Metals. – 2016. – 6. - 42; doi:10.3390/met6030042. www.mdpi.com/journal/metals

УДК 621.74:66.065.5

УДК 621.746.6:62-433.5

А.А. Ригальов, П. С. Пензєв, В. С. Кузьмін, В. В. Радченко, О. В. Акімов

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», Харків

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ МЕТАЛЕВОГО ЗВ'ЯЗКУ В БІМЕТАЛІЧНИХ ВИЛИВКАХ СИСТЕМИ ЧАВУН – ТИТАНОВИЙ СПЛАВ

Формування міцного металевого зв'язку в біметалевих виливках є ключовою умовою отримання виробів з комплексом властивостей, недосяжним у монометалевих матеріалах. Зв'язок між різними металами формується в результаті послідовного протікання трьох взаємопов'язаних процесів: змочування твердої вставки розплавом, дифузійної взаємодії між компонентами і кристалізації металу, що заливається.

На початковому етапі критично важливим є процес змочування, при якому атоми розплаву вступають у контакт із поверхневими атомами твердого металу. Цьому сприяє наявність чистої, вільної від оксидів та адсорбованих забруднень поверхні. Поверхнєве натягування металів відіграє визначальну роль: його регулювання можливе шляхом застосування хімічних методів активації — травлення, флюсування, нанесення галоїдних або металевих плівок.

Для покращення змочування в умовах взаємодії чавуну та титанового сплаву може застосовуватися проміжне покриття, що утворює сприятливу γ-область із залізом, або розплави солей, що містять іони, що сприяють обмінним реакціям на межі

розділу. Додатково розглядається можливість введення у розплав відновлювальних елементів, таких як мідь або магній, здатних руйнувати оксидні плівки на титані.

При аналізі конкретної пари чавун – титановий сплав слід враховувати обмежену взаємну розчинність компонентів та можливе утворення крихких інтерметалевих фаз (наприклад, FeTi). Для мінімізації цих негативних ефектів на поверхню титанової вставки може наноситися проміжне покриття, що уповільнює утворення таких сполук, а також сприяє рівномірному розвитку дифузійного перехідного шару.

На другому етапі – дифузійної взаємодії – відбувається взаємне проникнення атомів рідкої та твердої фаз. Цей процес може протікати як механізм розчинення одного металу в іншому, так і через утворення твердих розчинів або інтерметалічних сполук. Характер перехідної зони, її ширина і структура залежать від температур взаємодії, часу контакту, співвідношення мас і кристалічної решітки металів, що з'єднуються.

Слід зазначити, що утворення інтерметалевих сполук може бути корисним, оскільки руйнує оксидні плівки та збільшує реальну площу контакту. Однак надмірний розвиток таких сполук знижує міцність, оскільки більшість з них відрізняються високою крихкістю. Стабілізація структури дифузійного шару досягається термічною обробкою, що робить її необхідною стадією в процесі виробництва якісної біметалічної вилівки.

Фінальною стадією є кристалізація розплаву. На цьому етапі між твердою вставкою і затверділою фазою формується перехідна зона, що представляє собою область з спотвореними кристалічними ґратами, що забезпечує механічну та термічну стійкість з'єднання.

Таким чином, для формування міцного металевого зв'язку в системі чавун – титановий сплав, необхідні: ефективна попередня підготовка поверхні вставки, вибір температурно-часових параметрів заливки, контроль складу розплаву та застосування термообробки. Це забезпечує надійний зв'язок без руйнування під час експлуатації.

На підставі викладеного, завданням цього дослідження було детальне вивчення процесів формування перехідного дифузійного шару між чавуном і титановим сплавом, з метою оптимізації умов отримання біметалевих виливків із заданими характеристиками міцності та експлуатаційними властивостями.

УДК 621.74:66.065.5

УДК 621.746.6:62-433.5

**А.А. Ригальов, А. А. Севоян, В. Ю. Кузніченко, О. В. Масалітіна., О. В. Акі-
мов, Ян Веньцє**

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

ОБҐРУНТУВАННЯ ПАРАМЕТРІВ ЛИТОГО ЧАВУННОГО ПОРШНЯ З ТИТАНОВОЮ ВСТАВКОЮ

Продуктивність біметалічного лиття, в даному випадку поршня, багато в чому залежить від правильності вибору форми вставки. Якщо між деталями виливки є тільки механічне з'єднання, то вставка в зоні з'єднання повинна мати пази, виступи або різьблення. У біметалевих виливках на металевій зв'язці площа з'єднання може бути плоскою.

При заливці розплавом вставка буде нагріватися до досить високої температури, що може привести до значного викривлення і зміщення з заданого положення. При кристалізації і подальшому охолодженні виливок піддається значній об'ємній усадці, при цьому розвиваються високі напруги, які стискають вставку. Якщо вставка має порожнисту форму і товщина її стінок невелика, то часто спостерігається деформація вставки. У зв'язку з цим не рекомендується робити стінки вставок товщиною менше 2 мм, хоча занадто велика товщина стінок вставки також небажана через можливе відшаровування.

З урахуванням перерахованих вище рекомендацій проводиться математичне обґрунтування конструктивних параметрів чавунного поршня з титановою вставкою.

Так як поршні з тороїдальної камерою згоряння і камерою згоряння типу ЦНІДІ займають крайні положення по інтенсивності нагріву, розрахунок проводився для обох конструктивних варіантів.

Оскільки вставка формує камеру згоряння, її внутрішня конфігурація визначається формою камери згоряння. Зовнішня конфігурація вставки багато в чому визначається товщиною її стінок, тому завдання зводиться до розрахунку товщини стінки титанової вставки і чавунного опорного шару.

Проблема вирішується в плоскому, осесиметричному формулюванні. Був розглянутий випадок стаціонарної теплопровідності двошарової чавун-титанової пластини з недосконалим контактом між шарами. З одного боку, титановий шар омивається газами; З іншого боку, чавунний базовий шар омивається охолоджуючою рідиною.

Наприклад, межа міцності титанового сплаву становить 430-450 МПа при температурі 700°C, а міцність на розрив чавуну при тій же температурі становить 200 МПа. Таким чином, в поршні з камерою згоряння типу ЦНІДІ немає необхідності в чавунному несучому шарі, так як температура в районі верхнього поршневого кільця відповідає вимогам, що пред'являються до деталей камери згоряння.

Аналіз отриманих результатів дозволив зробити наступні висновки:

1. Найбільш прийнятним матеріалом для виготовлення поршнів для потужних форсованих двигунів з обмеженою тепловіддачею є склад чавун - титановий сплав ТИКАД.

2. У поршнях з тороїдальною камерою згоряння застосування титанової вставки з товщиною стінки 6 мм (при наявності чавунної опорної стінки) забезпечує допустиму температуру в районі верхнього поршневого кільця.

3. У поршнях з камерою згоряння типу ЦНІДІ титанова вставка з товщиною стінки 10 мм (при відсутності підтримуючої чавунної стінки) дає зниження температури до допустимого рівня.

УДК 621.746.6:669.046.516.4:669.715

В.Ю. Селівьорстов, Ю.В. Доценко, Т.В. Селівьорстова

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ВИКОРИСТАННЯ КОМПЛЕКСНОГО ВПЛИВУ НА ВЛАСТИВОСТІ ЛИТОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ AL-Si В ПРОЦЕСІ ЗАТВЕРДІННЯ

Одним з ефективних способів підвищення механічних властивостей сплавів є зміна морфології фаз, що формуються, за рахунок затвердіння і модифікування їх у різко нерівноважних умовах [1, 2]. При цьому створюються умови подрібнення структурних складових, значного підвищення розчинності у твердому стані, пригнічення зростання грубих включень первинних інтерметалідів. До таких способів підвищення механічних властивостей сплавів системи Al-Si відноситься, зокрема, модифікування, а також фізичні методи впливу, що мають модифікуючий ефект, такі як ультразвукова

обробка, температурно-часова обробка, накладення на розплав електромагнітного поля та ін. Великий інтерес викликають процеси, що пов'язані із застосуванням тиску на метал виливків, що кристалізується. Зокрема, у технологічних схемах лиття з кристалізацією сплавів під тиском (ЛКД) тиск, що прикладається на розплав у процесі затвердіння, значно впливає на характер кристалізації [3]. Збільшення швидкості охолодження призводить до відповідного зростання швидкості кристалізації, яка змінюється внаслідок впливу тиску при кристалізації на число центрів та швидкість зростання зародків. Швидкості охолодження зростають залежно від габаритів виливків, температурних умов лиття, методу пресування від 2-3 до 10 і більше разів. Підвищення швидкості охолодження кольорових сплавів, що являють собою системи з обмеженою розчинністю, призводить до зміни структури та легування твердого розчину, пов'язаного з дендритною ліквідацією та утворенням квазіевтектики. На сьогоднішній день мало відомостей про використання комбінованих технологій, що впливають на структурні складові металу, і тим самим підвищують його службові властивості.

На кафедрі ливарного виробництва Українського державного університету науки і технологій розроблена технологія газодинамічного впливу на рідкий метал та метал, що кристалізується в ливарній формі [4, 5]. Результати лабораторних досліджень та промислових випробувань показали підвищення механічних властивостей литого металу та зниження браку за шпаристістю при виробництві виливків.

Зокрема, при виробництві виливків деталей «Опорний наконечник стійки конвеєра», що виготовляються зі сплаву АК5М способом лиття в кокіль, в порядок технологічних операцій виготовлення виливка були включені наступні етапи: проведення рафінування (препарат DEGASAL T 200) і введення модифікатора EUTEKTAL T 200), введення в робочу порожнину форми пристрою для подачі газу оригінальної конструкції, витримка виливка з пристроєм протягом заданого проміжку часу, подача газу (аргону) з початковими показниками тиску 0,15 - 0,2 МПа, наступне нарощування тиску до 1 - 1,1 МПа та витримка під тиском до повного затвердіння виливка.

В результаті газодинамічної дії унеможливується повне перемерзання живильника-надливу до затвердіння теплового вузла та відбувається примусове переміщення розплаву із верхньої частини виливка, забезпечуючи більш сприятливий процес живлення. При комбінованому впливі на процес кристалізації в результаті модифікування та газодинамічного впливу (ГДВ) підвищуються механічні властивості сплаву в порівнянні з металом, що отриманий за традиційною технологією (ТТ) (табл. 1).

Таблиця 1 – Механічні властивості сплаву АК5М

№ зразка	$\sigma_{\epsilon}, \text{МПа}$		НВ		$\delta, \%$	
	ТТ	ГДВ	ТТ	ГДВ	ТТ	ГДВ
1	162,2	185,2	70	73	1,0	1,27
2	161,8	184,8	68	72	0,9	1,26
3	162,1	185,3	68	73	0,9	1,27

Приведені дані свідчать про перспективність розробки та використання комплексних технологій обробки сплавів системи Al-Si як на етапі підготовки розплаву до заливки, так і на етапі формування виливка безпосередньо в ливарній формі. Внаслідок впровадження зазначеної технології скоротилася кількість браку виливків по рихлотах та газових раковинах на 28 %, збільшилися на 25 % пластичні властивості литого металу, на 15-20 % вдалося знизити кількість модифікатора, а також знизити температуру та час обробки.

Список літератури

1. Nemenenok B.M. Teoriya i praktika kompleksnogo modifitsirovaniya siluminov. - Mn. Tekhnoprint, 1999. – 272 s.
2. Effect of Additions of Ceramic Nanoparticles and Gas-Dynamic Treatment on Al Casting Alloys / K. Borodianskiy, V. Selivorstov, Y. Dotsenko, M. Zinigrad // Metals. - Basel, Switzerland, 2015. - Volume 5, Issue 4 (December 2015). – P. 2277-2288 <https://www.mdpi.com/2075-4701/5/4/2277>.
3. Borisov G.P. Davleniye v upravlenii liteynymi protsessami. – K.: Naukova dumka, 1988.– 271 s.
4. Deklaratsiynyy patent, Ukrayina MPK (2006) V22D 18/00 Sposib otrymannya vylyvkiv/ Seliv'orstov V.Yu., Khrychikov V.YE., Dotsenko Yu.V. № 28858 zayavl. 03.08.2007, opubl. 25.12.2007 Byul. № 21.
5. Deklaratsiynyy patent, Ukrayina MPK (2006) V22D 18/00 Prystriy dlya otrymannya vylyvkiv/ Seliv'orstov V.Yu., Khrychikov V.YE., Dotsenko Yu.V. № 28859 zayavl. 03.08.2007, opubl. 25.12.2007 Byul. № 21.

МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИТОЇ СТАЛІ Fe-30Mn-10Al-1C, МОДИФІКОВАНОЇ МОЛІБДЕНОМ І БОРОМ

Структурно-фазові характеристики та механічні властивості високомарганцевих сталей з високим вмістом алюмінію визначаються хімічним складом та співвідношенням основних легуючих елементів. Іншим важливим фактором впливу на зазначені параметри є якість сталей, яка залежить від способу переплаву та умов формування злитка. Основними параметрами якості в даному випадку є мінімальна дефектність, однорідність та дисперсність структури, відсутність ліквацій та фазовий розподіл [1].

Для подрібнення мікроструктури та підвищення механічних характеристик до складу високомарганцевих сталей низької густини додають модифікуючі та мікролегуєчі добавки, такі як Mo, Ti, V, Nb, B і деякі інші, здатні позитивно впливати на кристалізацію та фазові перетворення сплавів. Ніобій є ефективним для гальмування зростання зерен при рекристалізації, титан та ванадій здатні подрібнювати структуру литого металу та впливати на утворення зміцнюючих карбідних фаз при термічній обробці. Молібден виконує слабку роль як модифікатор, проте він є універсальним зміцнювачем і також впливає на карбідоутворення. Бор може додаватися в сталі з високим вмістом алюмінію та марганцю як для зерноподрібнення та зміцнення загалом, так і для покращення якості литого металу. Оскільки досліджувані сталі є чутливими до міжзеренних ліквацій та утворення мікротріщин, саме бор допомагає одночасно зменшити шкідливий вплив фосфору та зміцнити межі зерен. При цьому, сумісний вплив декількох модифікаторів на сталі вказаного типу залишається мало вивченим [2, 3].

У приведених дослідженнях в якості основного сплаву було обрано однофазну аустенітну композицію Fe-30Mn-10Al-1C, яку модифікували молібденом, а також сумісно молібденом і бором. Молібден у кількості до 1,5 % мас. подрібнює литу структуру, підвищує міцність і пластичність Fe-Mn-Al-C сталей. Його концентрація вище 1% мас. зазвичай є характерною для сплавів з низьким вмістом алюмінію та невисоким вмістом вуглецю до 0,8% мас., що пов'язано зі здатністю молібдену стабілізувати ферит і утворювати карбіди [4, 5]. Бор було використано для зерноподрібнення литої

структури, зміцнення меж зерен і додаткового зниження шкідливого впливу деяких домішок.

Всі зразки мали дуже близький хімічний склад. З одержаних злитків вирізали частини, які згодом піддавали механічній обробці з метою виготовлення мікрошліфів та зразків для вимірювання механічних властивостей. Хімічний склад і властивості експериментальних зразків Fe-Mn-Al-C сталі наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад і властивості експериментальних зразків сталі

Хімічний склад, % мас.	Механічні властивості				
	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	HRC
Fe-30Mn-10Al-1C	509	600	3,15	11,4	38-42
Fe-30Mn-10Al-1C-0.25Mo	564	683	4,2	8,6	42-44
Fe-30Mn-10Al-1C-0.75Mo	537	641	3	5	40-42
Fe-30Mn-10Al-1C-0.4Mo-B	768	864	1	1	40-44

За результатами досліджень було встановлено позитивний вплив Мо і В на структуроутворення, зменшення дефектності та підвищення рівня механічних властивостей сплавів, що обумовлено суттєвими змінами структурно-фазового стану. Структура немодифікованого сплаву була представлена крупнозернистою дендритною будовою. Додавання 0,25% мас. молібдену подрібнило структуру та покращило якість меж зерен. При збільшенні вмісту молібдену до 0,75% мас. відбувається утворення фериту, а структура стає дрібнішою в 2-3 рази порівняно з вихідним сплавом, але в структурі зразку присутні неоднорідні та несутільні межі макрозерен. Підвищений вміст молібдену збільшує кількість феритних зерен та малопомітно знижує легованість аустеніту. При цьому, відбувається формування зв'язаних молібденом включень MnP. Вони утворюються нерівномірно по межах зерен у вигляді крупних включень.

Додавання молібдену в кількості близько 0,4% мас. та бору в кількості близько 0,003% мас. сприяють формуванню однорідної, як для литого стану, недендритної мікроструктури, збільшенню частки і розмірів зерен фериту, а також утворенню більш компактних глобулярних фосфідних включень, які не виділяються по межах зерен у вигляді протяжних зон, а є близькими до глобулярних. Бор очевидно збільшує ефективність зв'язування фосфідів, на що вказує вдвічі нижчий вміст молібдену в їх складі та в складі сплаву загалом.

Список літератури

1. H. Ding, D. Liu, M. Cai, Y. Zhang. (2022). Austenite-based Fe-Mn-Al-C lightweight steels: Research and prospective. *Metals*, Volume 12, Issue 10, 1572. <https://doi.org/10.3390/met12101572>
2. D. Mijangos, I. Mejia, J. M. Cabrera. (2022). Influence of microalloying additions (Nb, Ti, Ti/B, V and Mo) on the microstructure of TWIP Steels. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, Volume 11, pp. 524–536. <https://doi.org/10.1007/s13632-022-00871-w>
3. M. P Kotla Sairam, K. R. Phaniraj. (2023). Effect of molybdenum on recrystallization behavior of Fe₃₀Mn₅Al₁C- xMo lightweight austenitic steels. *Scripta Materialia*, Volume 230, 115399. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2023.115399>
4. J. Moon, H. Y. Ha, S. J. Park, T. H. Lee, J. H. Jang, T. H. Lee, J. H. Jang, Ch.-H. Lee, H. N. Han, H.-U. Hong. (2019). Effect of Mo and Cr additions on the microstructure, mechanical properties and pitting corrosion resistance of austenitic Fe-30Mn-10.5Al-1.1C lightweight steels. *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 775, pp. 1136-1146. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.253>
5. R. A. Howell, D. C. Van Aken. (2015). Microstructural and fracture behavior of phosphorus containing Fe-30Mn-9Al-0.9C-0.5Mo alloy steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 46, Issue 8, pp. 3309-3316. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-2971-8>

УДК 669.26:675.024:621.78:669.168

С. В. Семірягін

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

td.destal@ukr.net

ПЕРЕРОБКА ЗАЛИШКІВ ШКІРЯНИХ ВИРОБІВ У ФЕРОХРОМ ЗА ДОПОМОГОЮ АЛЮМОТЕРМІЧНОГО ПРОЦЕСУ

При виробництві шкіри широко застосовується хромове дублення для підвищення її міцності та стійкості [1, 2]. На жаль, цей процес спричиняє утворення значних обсягів відходів, що містять сполуки хрому. Переробка таких залишків дозволяє не лише зменшити екологічне навантаження, але й отримати ферохром – сплав, який є важливим легуючим елементом у виробництві нержавіючої та легованої сталі.

Залишки шкіри, одержані після хромового дублення, збирають і сортують для подальшої обробки. Ці відходи містять різноманітні хромові сполуки, зокрема хром (III), що є відносно менш токсичним, і хром (VI), який є високотоксичним та шкідливим для

людини і довкілля. Основна задача технології полягає в обробці відходів таким чином, щоб видалити або знизити рівень токсичних сполук, перевести їх у стабільні форми або навіть перетворити на корисні для промисловості продукти.

Для усунення органічних домішок відходів в роботі застосовували термічну обробку, завдяки якій усі легкозаймисті компоненти спалюються. Під час цього процесу відбувається окислення органічних речовин, що призводить до повного згорання вуглецевих компонентів – утворюються діоксид вуглецю, вода та інші газоподібні продукти реакції, які видаляються разом із димовими газами.

В результаті випалу одержали шлаковий продукт – золу, яка характеризується високим вмістом оксиду хрому (Cr_2O_3) (рис. 1, табл. 1). Завдяки правильному режиму спалювання і оптимальним температурним умовам (температура перевищує 600–800 °С, а в деяких випадках може бути ще вищою) органічна частина практично повністю видаляється, і одержана зола насичується оксидом хрому. В результаті оксид хрому у складі золи може сягати 50–62%, що свідчить про ефективне видалення органіки та концентрування цінного компоненту для подальшої переробки.



Рис.1. Випалений концентрат хрому

Таблиця 1 — Узагальнений хімічний склад випаленого хромового концентрату

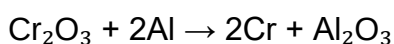
Na_2O	MgO	Al_2O_3	SiO_2	P_2O_5	SO_2	CaO	Cr_2O_3	Fe_2O_3	інші
2.0-3.0	1.5-2.5	1.3-1.8	0.5-0.9	0.4-0.7	2.5-3.5	6.0-9.0	78-83	2.0-3.5	0.1-0.5

Крім того, контроль параметрів термічної обробки (температури, часу випалу, складу повітря або іншого окислювального середовища) є критично важливим для досягнення оптимального співвідношення між спалюванням органіки та збереженням оксиду хрому. Надмірне або недостатнє нагрівання може призвести до небажаних

побічних реакцій або зниження вихідного вмісту Cr_2O_3 . Тому технологічні процеси передбачають регулювання цих параметрів задля отримання максимально ефективної та екологічно безпечної операції.

Випалювання залишків шкіряного виробництва призводить до утворення різних побічних продуктів, таких як гази, що містять діоксиди вуглецю (CO_2), оксиди азоту, а також сліди токсичних речовин. Ці гази повинні бути очищені перед викидом в атмосферу, щоб мінімізувати забруднення повітря. Для цього застосовуються системи фільтрації та очищення газів, що дозволяють ефективно знизити концентрацію шкідливих сполук в відпрацьованих газах.

Оскільки виробництво ферохрому є складним металургійним процесом, який включає кілька ключових етапів, то використання алюмотермічного процесу для переробки шкіряних відходів є перспективним напрямком у металургії, що поєднує ефективність виробництва з екологічною відповідальністю. Цей метод базується на сильній відновній здатності алюмінію, який здатен витіснити менш активні метали з їхніх оксидів. Основна реакція відновлення виглядає так:



Під час реакції алюміній відновлює оксид хрому, утворюючи металевий хром та оксид алюмінію (шлак). Екзотермічна реакція досягає температур, інколи перевищуючи 2100°C , що сприяє повному плавленню продуктів реакції. Зважаючи на інтенсивне виділення тепла, реакцію можна контролювати, підтримуючи оптимальні температурні режими за допомогою ізоляційних матеріалів та додаткових джерел тепла. Завдяки різниці щільності рідкого металу і шлаку (Al_2O_3) відбувається природне розділення у реакційній камері. Металевий хром, який має набагато вищу щільність, осідає на дно, а легкоплавкий шлак піднімається догори. Після завершення реакції розплавлений ферохром видобувають за допомогою спеціальних виливних систем. Потім продукт охолоджують і подрібнюють до необхідних розмірів для подальшого використання у виробництві легованої сталі та інших сплавів.

У підсумку, практична значущість методу виробництва сплавів хрому з твердого залишку виробництва шкіряних виробів полягає в економії природних ресурсів, покращенні екологічної ситуації, підвищенні економічної ефективності і сприянні сталому розвитку як металургійної, так і шкіряної промисловості. Це дозволяє зробити значний внесок у забезпечення сталого економічного росту з мінімальним впливом на довкілля.

Список літератури

1. Ammar Malek, Messaoud Hachemi, Villemin Didier New approach of depollution of solid chromium leather waste by the use of organic chelates: Economical and environmental impacts. *Journal of Hazardous Materials*. Volume 170, Issue 1, 15 October 2009, Pages 156-162. DOI:[10.1016/j.jhazmat.2009.04.118](https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2009.04.118)
2. Changdao Mu, Wei Lin, Mingrang Zhang, Qingshi Zhu. Towards zero discharge of chromium-containing leather waste through improved alkali hydrolysis. *Waste Management*. Volume 23, Issue 9, 2003, Pages 835-843. [https://doi.org/10.1016/S0956-053X\(03\)00040-0](https://doi.org/10.1016/S0956-053X(03)00040-0)

УДК 669.14.018.44:536.75:669.018.09

**Р. А. Сергієнко, О. А. Щерецький, В. О. Щерецький, Д. С. Каніболоцький,
Р. С. Сергійко, О. В. Железняк, М. І. Наumenко, В. В. Железняк, А. М. Верховлюк**
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
rsruslan17@gmail.com

ДОСЛІДЖЕННЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОКИСНЕННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ

Високоентропійні сплави (ВЕС) вперше були запропоновані в 2004 [1-3] та базуються на принципово новій матеріалознавській концепції синтезу багатокомпонентних сплавів з відсутнім основним елементом. Високоентропійними називають сплави, які містять 5 і більше елементів в атомних концентраціях від 5 до 35%. Проведені на даний час дослідження показали, що ВЕС мають унікальний комплекс фізико-механічних та спеціальних властивостей не характерний для традиційних сплавів, що пояснюється такими факторами як [4]: високою ентропією змішування; сильною деформацією кристалічної ґратки, яка викликається великою різницею атомних розмірів елементів; уповільненою дифузією, яка підвищує термостабільність; та так званий «коктейльний ефект» який полягає в тому, що властивості високоентропійних сплавів не є результатом усереднення властивостей елементів, які його утворюють. Беручи до уваги комплекс властивостей високоентропійних сплавів вони вважаються перспективними для виготовлення із них високотемпературних, жаростійких та зносостійких виробів.

Для дослідження жаростійкості (інтенсивності та температури початку окиснення) високоентропійних сплавів застосовували синхронний термічний аналіз (СТА), який поєднує термогравіметрію (ТГ) з диференціальною скануючою калориметрією (ДСК). Дослідження за методом синхронного термічного аналізу проводили за допомогою приладу STA 449F1 фірми NETZSCH в динамічному середовищі аргону (20 мл/хв.) та штучного повітря (кисень/азот 20/80) (100 мл/хв.). Для дослідження ВЕС з литої заготовки вирізали кубіки розміром 3х3х3 мм, які полірували. По кривій ТГ зміни ваги визначали температуру початку різкого приросту ваги зразка, що і відповідає температурі початку окиснення. По кривій ДСК визначали температуру початку інтенсивного тепловиділення та величину теплового ефекту процесу утворення оксидної плівки. Величину теплового ефекту ділили на загальну поверхню зразка та визначали інтенсивність окиснення поверхні в Дж/г·см² при нагріві до температури 1450 °С. Методика дослідження окалиностійкості (стійкості до окиснення) відповідає вимогам ГОСТ 6130-71 «Методи визначення жаростійкості», фіксуючи відношення зміни ваги зразка до площі його поверхні. Для дослідження стійкості до окиснення зразки ВЕС нагрівали в середовищі штучного повітря до температури 900 °С та витримували 10 годин. За другою методикою дослідження стійкості до окиснення проводили на більш масивних зразках з площею поверхні не менше 1,5 см², використовуючи основу ДТА комірки для термогравіметричних досліджень. При цьому зразки нагрівали до температур 900 °С або 1000 °С та витримували 4 години. Швидкість нагрівання складала від 20 °С/хв. до 50 °С/хв. В результаті визначали збільшення ваги зразків за відповідний проміжок часу, та ділили це значення на загальну площу поверхні зразка (мг/см²). В результаті отримували питоме окиснення при даних умовах дослідження. В якості зразка порівняння використовували нержавіючу сталь 304L (аналог 03X18H11). Результати досліджень приведено в таблиці 1. Склади високоентропійних сплавів систем FeNiCrCuMn та FeNiCrCuAl, які виплавляли на повітрі, а в якості шихтового матеріалу використовували чавун представлено в таблиці 2.

Таблиця 1 – Результати СТА дослідження окиснення ВЕС та стандартної сталі

Сплав	Температура початку інтенсивного окиснення, °С	Інтенсивність окиснення поверхні, Дж/г·см ²	Питоме окиснення, мг/см ²		
			при 900°С 10 годин	при 900°С 4 години	при 1000°С 4 години
03X18H11	1142	1497	-	0,087	0,67

CrMnFeCo ₂ Ni ₃	1067	224	5,3	-	-
Al ₅ Cr ₁₅ Mn ₁₁ Fe ₁₈ Co ₁₇ Ni ₃₁ V ₃	948	122	7	-	-
Al ₂₇ Cr ₁₆ Fe ₂₀ Co ₁₈ Ni ₁₉	-	-	0,5	-	-
FeNiCrCuMn	-	-	-	1,28	2,85
FeNiCrCuAl	-	-	-	0,071	0,163

Таблиця 2 – Результати вимірювань хімічного складу сплавів, виплавлених на повітрі

Система	Частка, %	Fe	Ni	Cr	Mn	Al	Cu	C	Si	P+S
FeNiCrCuMn	мас.част.	24,54	19,76	18,76	15,73	-	20,00	0,81	0,37	0,027
	віднош. ат. част.	24,15	18,51	19,83	15,74	-	17,30	3,71	0,73	0,047
FeNiCrCuAl	мас.част.	26,45	22,30	18,41	0,13	6,17	25,35	0,74	0,44	0,017
	віднош. ат. част.	24,73	19,83	18,49	0,12	11,95	20,83	3,22	0,81	0,028

Нержавіюча сталь 03X18H11 при нагріванні до температури 1000 °С зі швидкістю 40 град/хв. фактично не окиснюється. При витримці 4 години при 900 °С, рівномірно окиснюється з дуже низькою інтенсивністю – середня швидкість окиснення складає на рівні 0,01 % від маси зразка за 4 години. Така сама низька інтенсивність окиснення зберігається до 1000 °С протягом 200 хв. Після чого зразок починає інтенсивно окиснюватися і поверхня зразка швидко покривається щільним шаром оксиду. При подальшому нагріванні сталь 03X18H11 при температурі 1142 °С розпочинає інтенсивно окиснюватися, активне окиснення продовжується аж до температури плавлення 1380 °С, при цьому вага зразка збільшується на 0,88%, виділяється 86,72 Дж/г тепла, а інтенсивність окиснення поверхні становить 1497 Дж/г·см².

Питоме окиснення високоентропійного сплаву CrMnFeCo₂Ni₃ при температурі 900 °С та витримці 10 годин становить 5,3 мг/см². Інтенсивне окиснення відбувається при температурі 1067 °С при цьому виділяється 42,6 Дж/г тепла, а вага зразка збільшується на 0,35%, інтенсивність окиснення поверхні становить 224 Дж/г·см². Подальше окиснення сплаву зупиняється, скоріше всього через утворення на поверхні зразка більш стійкої до окиснення оксидної плівки. Температура плавлення сплаву дорівнює 1332 °С, а другий етап інтенсивного окиснення сплаву розпочинається за температури 1381 °С.

Окиснення сплаву $\text{Al}_5\text{Cr}_{15}\text{Mn}_{11}\text{Fe}_{18}\text{Co}_{17}\text{Ni}_{31}\text{V}_3$ відбувається в три етапи. Перший етап відбувається при температурі 751°C при цьому виділяється 28 Дж/г тепла, а вага зразка збільшується на $0,68\%$. Інтенсивність окиснення поверхні на першому етапі становить $122\text{ Дж/г}\cdot\text{см}^2$. Другий, більш інтенсивний етап окиснення ВЕС розпочинається при температурі 1155°C та триває до температури 1344°C . Далі при підвищенні температури спостерігається третій самий інтенсивний етап окиснення. Питоме окиснення сплаву $\text{Al}_5\text{Cr}_{15}\text{Mn}_{11}\text{Fe}_{18}\text{Co}_{17}\text{Ni}_{31}\text{V}_3$ при температурі 900°C та витримці 10 годин становить 7 мг/см^2 .

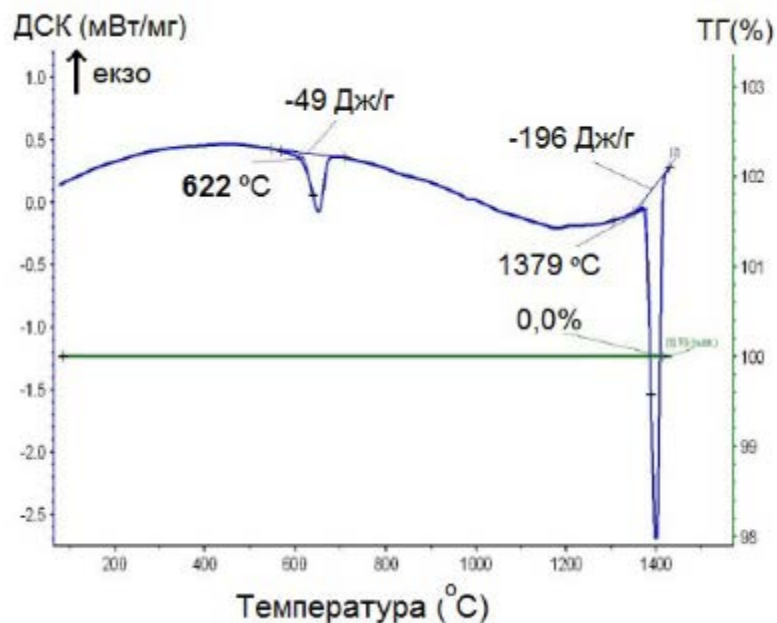
Окиснення зразка ВЕС з високим вмістом алюмінію $\text{Al}_{27}\text{Cr}_{16}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{19}$ не спостерігається при нагріванні на повітрі в інтервалі температур від 25°C до 1450°C . Питоме окиснення сплаву $\text{Al}_{27}\text{Cr}_{16}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{19}$ за температури 900°C та витримці 10 годин становить $0,5\text{ мг/см}^2$ через високий вміст алюмінію [5]. Сплав починає плавитися за температури 1379°C (рис. 1а).

Зразок ВЕС системи FeNiCrCuMn при нагріванні до 1000°C зі швидкістю 40°C/хв. починає окиснюватися при температурі близькій до 400°C . Швидкість окиснення при температурі 800°C дорівнює $0,147\text{ мг/хв.}$ (рис. 1б). При витримці 4 години за температури 900°C сплав FeNiCrCuMn рівномірно окиснюється зі швидкістю $0,009\text{ мг/хв.}$ Після витримки 3 години за температури 1000°C швидкість окиснення зростає більше ніж в двічі і досягає $0,021\text{ мг/хв.}$ при цьому поверхня зразка вкривається значним шаром оксиду.

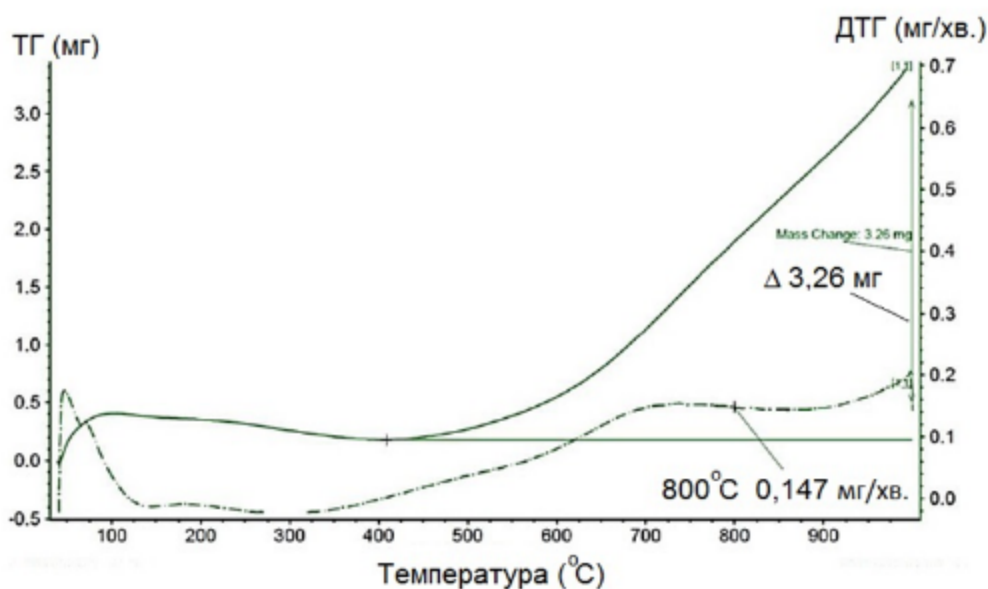
Зразок ВЕС системи FeNiCrCuAl при нагріванні до 1000°C зі швидкістю 40°C/хв. , фактично за час нагріву не окиснюється. При витримці 4 години за температури 900°C зразок рівномірно окиснюється з дуже низькою інтенсивністю – середня швидкість окиснення складає $0,001\text{ мг/хв.}$ Такий самий низький рівень інтенсивності окиснення зберігається після витримки 3 години за температури 1000°C .

В роботі досліджено окиснення високоентропійних сплавів систем AlCrFeCoNi , FeNiCrCuAl , AlCrMnFeCoNiV , CrMnFeCoNi та FeNiCrCuMn в порівнянні зі стійкою до окиснення нержавіючою сталлю 03X18H11. Встановлено, що найменшу стійкість до окиснення серед досліджених сплавів мають ВЕС систем AlCrMnFeCoNiV , CrMnFeCoNi та FeNiCrCuMn , тоді як високоентропійні сплави систем AlCrFeCoNi та FeNiCrCuAl з підвищеним вмістом алюмінію і хрому мають найкращу стійкість до окиснення. З одержаних результатів можна зробити висновок, що зразки ВЕС $\text{Al}_{27}\text{Cr}_{16}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{19}$, FeNiCrCuAl та сталь 03X18H11 (відповідно до ГОСТ 5632-72) відносяться до жаростійких сплавів, як стійкі проти хімічного руйнування поверхні в газовому середовищі штучного повітря при температурах вище 550°C . При цьому

сталь 03X18H11 може вважатися жаростійкою за температури 900 °С, але при тривалій витримці за температури 1000 °С сталь 03X18H11 активно окиснюється, тоді як вказані ВЕС залишаються стійкими до окиснення. Таким чином, високоентропійні сплави системи FeNiCrCuCoAl з підвищеним вмістом алюмінію та хрому за показниками жаростійкості (інтенсивність окиснення поверхні та робочою температурою) можуть значно переважати стандартні жаростійкі нержавіючі сталі.



(а)



(б)

Рис.1 – Термогравітограми та ДСК зразків високоентропійних сплавів $\text{Al}_{27}\text{Cr}_{16}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{19}$ (а) та FeNiCrCuMn (б) при нагріві зі швидкістю 20-40°С/хв. в атмосфері штучного повітря.

Список літератури

1. Patent. Inventor: Jien-Wei Yeh. High-Entropy Multielement Alloys. Pub. Date: Oct. 31, 2002. Publ. No.: US 2002/0159914A1.
2. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S. Y. Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes. *Adv. Eng. Mater.* 2004. Vol. 6 (Issue 5). P. 299-303. <https://doi.org/10.1002/adem.200300567>
3. Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K. High-Entropy Alloys-A New Era of Exploitation. *Mater. Sci. Forum.* 2007. Vol. 560. P. 1-9. <https://doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.560.1>
4. Yeh J.-W. Recent Progress in High-entropy Alloys. *Ann. Chim. Sci. Mater.* 2006. 31. P. 633-648. <https://doi:10.3166/acsm.31.633-648>
5. Wu D., Li B., Shi Y., Hou X., Li C., Gao Y., Bai P., Liu Y., Liang C. Effects of different Al contents on mechanical properties and high temperature oxidation resistance of $\text{Al}_x\text{CoCr}_{0.6}\text{NiV}_{0.6}$ high entropy alloy. *J. Alloy. Compd.* 2025. Vol. 1025. Article 180348. 11 pages. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.180348>

УДК 621.74

O.S. Serhiienko¹, S.S. Solokov¹

¹ National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia

THE POTENTIAL FOR AI-DRIVEN QUALITY CONTROL IN UKRAINIAN FOUNDRIES

Metal casting industry is governed by empirical expertise and heuristic methods. However, the integration of data-centric approaches has begun to transform the industry, enabling enhanced operational efficiency and product quality. Recent studies document a proliferation of artificial intelligence (AI) methodologies—ranging from neural networks and fuzzy logic to evolutionary algorithms—applied across diverse casting processes, including sand, die, continuous, and investment casting [1].

Historically, casting quality assurance has depended on domain experts, computational simulations, and post-production inspection techniques such as radiographic X-ray

analysis and destructive testing. These methods, while reliable, are inherently time-intensive. In contrast, AI-enabled strategies facilitate automated quality control.

Several studies illustrate the efficacy of AI in defect detection and automated inspection. Yousef and Sata [2] implemented a convolutional neural network (CNN)-based inspection system for cast steel components. Training on an extensive dataset of both defective and pristine images, their residual neural network (ResNet) architecture achieved superior accuracy in identifying surface discontinuities—such as cracks and cold shuts—and has been successfully deployed on a production line, diminishing reliance on manual visual inspection.

Other investigations have harnessed computer vision and deep learning to interpret X-ray images, enabling the detection of internal porosity and inclusions in safety-critical steel castings [3]. This automation of radiographic inspection not only accelerates throughput but also increases consistency in defect identification. Implementing AI quality control in a Ukrainian foundries requires comprehensive data collection:

- Visual inspection photographs: high-resolution photographs of wax patterns, cores, wax trees, molds, and finished castings. Multiple viewpoints per component ensure coverage of all potential surface defect locations.
- Sensor data: measurements such as melt temperature, alloy composition, mold pre-heat temperature, pouring rate, and shell cooling parameters.
- Non-destructive testing records: digital radiographs, dye-penetrant scan images under ultraviolet illumination, and other inspection outputs.

A robust training dataset should encompass examples of both defect-free and defective parts, including intentionally induced flaws from trial castings or archived scrap specimens. Continuous model refinement—facilitated by modern AI platforms—allows for incremental learning whenever new defects emerge or new products are introduced. The basic software requirements for AI-driven quality assurance are presented in Table 1.

Foundries may adopt third-party solutions such as Norican Monitizer platform or Tvarit AI designed for die casting.

A preliminary cost analysis suggests an initial capital investment between €34 000 and €50 000, covering imaging hardware, computational resources, sensor networks, software development, and radiographic equipment.

Table 1 – Software requirements for implementing AI-powered quality control in an investment casting foundry.

Application	Software solutions	Additional requirements	Examples
Image preprocessing	Open-source libraries	Cropping, contrast enhancement, background removal	OpenCV
Defect recognition	Convolutional neural network (CNN)	Labeled images of quality and defective castings	ResNet Xception YOLOv5 TensorFlow PyTorch
Data analysis and forecasting	Regression or classification algorithms, ANN model	Historical manufacturing process sensor data	Scikit-learn Python library
Integration and user interface	Cloud-based or on-premise dashboard application	Real-time monitoring, data logging, integration with existing software ecosystem	Node-RED dashboard Microsoft Azure IoT Hub Azure Custom Vision

Annual operational expenses—comprising software updates, cloud storage fees, lighting replacement, and calibration—are estimated at €1 000 to €3 000. Expected benefits primarily derive from labor savings: AI-driven vision systems can reduce manual inspection workloads by up to 50%, providing continuous, 24/7 first-pass filtering that diminishes overtime and associated wage costs. AI techniques enhance each phase of quality management in investment casting, including end-of-line automated inspection. By integrating predictive models with deep learning-based visual and radiographic evaluation, foundries can achieve more consistent quality and lower scrap rates.

References

1. Dučić N. Casting Process Improvement by the Application of Artificial Intelligence / N. Dučić, S. Manasijević, A.Jovičić et al. // Applied Sciences. – 2022. – Vol. 12. – No. 7. –P. 3264.

2. Yousef N. Implementing Deep Learning-Based Intelligent Inspection for Investment Castings / N. Yousef, A. Sata // Arabian Journal for Science and Engineering. – 2024. – Vol. 49. – No. 2. – P. 2519–2530.

3. Sata A. Investment Casting Defect Prediction Using Neural Network and Multivariate Regression Along with Principal Component Analysis / A. Sata // International Journal of Manufacturing Research. –2017. – Vol. 12. – No. 4. – P. 356–373.

УДК 621.74.045

О.С. Сергієнко¹

¹Національний університет “Запорізька політехніка”, Запоріжжя

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ МЕТОДІВ ШВИДКОГО ПРОТОТИПУВАННЯ: 3D-ДРУК І ЛИТТЯ ЗА ВИТОПЛЮВАНИМИ МОДЕЛЯМИ ІЗ ВИКОРИСТАННЯМ ГНУЧКИХ АЛЬГІНАТНИХ ТА СИЛІКОНОВИХ ПРЕС-ФОРМ

Лиття за витоплюваними моделями із використанням гнучких прес-форм із гідроколоїдних та силіконових відбиткових матеріалів забезпечує доступну альтернативу 3D-друку у застосуваннях швидкого прототипування [1, 2]. Відбиткові матеріали на основі альгінату та силікону забезпечують точність розмірів, що гарантує стабільність розмірів моделей та ефективність для швидкого прототипування [3]. За межами стоматології альгінатні та силіконові форми знаходять застосування у зворотному інжинірингу, де економічне та швидке виробництво форм є ключовим для початкових ітерацій дизайну [4, 5].

Дане дослідження аналізує доцільність застосування швидкого прототипування з використанням комерційно доступних продуктів: гідроколоїдних відбиткових матеріалів, конденсаційних та адитивних силіконів, а також технологій 3D-друку SLA, DLP та FDM.

Точність вимірювань та стабільність. Точність розмірів має вирішальне значення для забезпечення функціональності прототипів. У той час як 3D-друк забезпечує мінімальні розмірні відхилення, гідроколоїди пропонують прийнятну точність для базових завдань (див. Таблицю 1).

Аналіз витрат. Силіконові форми забезпечують раціональний баланс вартості та довговічності, з початковими витратами на матеріали від 50 до 100 у.о. за прес-форму, яка може бути використана до 50 циклів. Гідроколоїдні прес-форми, хоча

кошують дешевше, 5–7 у.о. за відбиток, застосовуються одноразово. Матеріали для 3D-друку кошують від 20 до 50 у.о. за прототип, при цьому значні початкові витрати пов'язані з обладнанням [6].

Продуктивність праці. Гідроколоїдні прес-форми забезпечують найшвидший час підготовки, з загальною тривалістю процесу менше 1 години. Силіконовим прес-формам потрібно 20–30 хвилин для полімеризації, проте вони відзначаються можливістю повторного використання, що суттєво скорочує загальний час виробництва для кількох одиниць. 3D-друк, хоч і є найповільнішим методом (від 3 до 8 годин), дозволяє здійснювати виробництво без постійного нагляду.

Таблиця 1 – Порівняльні властивості гнучких прес-форм із альгінату та силікону та виготовлених за допомогою 3D друку.

Матеріал	Стабільність, год.	Відхилення, мм	Коефіцієнт лінійної усадки
CA37 (Cavex)	24	>0,1	~0,2%/год
Tropicalgin	24	>0,1	~0,2%/год
Hydrogum5	120	<0,05	<0,05%/120год
Hydrocolor5	120	<0,05	<0,05%/120год
Адитивний силікон	168	<0,02	Відсутня
Кондесаційний силікон	72	<0,05	~0,2%/тиждень
3D-друк (SLA/DLP)	-	<0,025	Відсутня
3D-друк (FDM)	-	<0,05-0,2	Відсутня

Екологічні властивості та сталий розвиток. Альгінат є поновлюваним та біорозкладним матеріалом. Його видобування та переробка мають відносно невеликий вплив на довкілля порівняно із синтетичними полімерами [7]. Силіконові еластomers цінуються за довговічність та можливість повторного використання, проте їх виробництво пов'язане з енергоємними процесами та використанням невідновлюваних ресурсів [8]. Адитивне виробництво мінімізує відходи матеріалу порівняно з традиційними субтрактивними методами, хоча енергоспоживання 3D-принтерів, особливо тих, що використовують лазери або високі температури, може бути значним [9].

Висновок. 3D-друк (SLA/DLP) забезпечує найвищу точність прототипів, тоді як силіконові прес-форми та гідроколоїдні прес-форми забезпечують помірну точність, придатну для базових застосувань швидкого прототипування. Альгінатні прес-форми

є найбільш економічно ефективними для сценаріїв одноразового використання та забезпечують найшвидший технологічний процес, але силіконові прес-форми значно скорочують час виробництва при повторному використанні. Майбутні дослідження повинні бути спрямовані на оптимізацію гібридних робочих процесів, які комбінують ці методи для використання їхніх переваг.

Список літератури

1. Wortmann F. J. Industrial-scale vacuum casting with silicone molds: A review / F. J. Wortmann, L. Steiner, M. Breuer, T. Nagel, K. Hinrichs // *Applied Research*. – 2022. – Vol. 14. – P. 3678.
2. Benson M. Hydrocolloids in art restoration: A case study / M. Benson // *Conservation Journal of Art*. – 2010. – Vol. 45. – P. 87–92.
3. Liu Y. Silicone molds in additive manufacturing: Current status and future perspectives / Y. Liu, S. L. Sing, W. Y. Yeong // *Polymers*. – 2022. – Vol. 14. – P. 3768.
4. Greenfield H. J. Applications of hydrocolloid molding for fragile archaeological artifacts / H. J. Greenfield // *Journal of Archaeological Science*. – 2012. – Vol. 39. – P. 1148–1156.
5. Kim J. Accuracy of silicone-based models in consumer goods prototyping / J. Kim, G. Heo // *Journal of Industrial Engineering*. – 2020. – Vol. 33. – P. 202–210.
6. Martins F. Time efficiency of silicone molds vs. 3D printing / F. Martins, J. Reis // *Dentistry Journal*. – 2019. – Vol. 7. – P. 81.
7. Khan Z. I. Alginate-based sustainable films and composites for packaging: A review / Z. I. Khan, A. Mehmood, R. U. Rehman, S. Tufail, A. Rauf, A. Ahmad // *Chemical Engineering Transactions*. – 2021. – Vol. 83. – P. 271–276.
8. Schmid A. Lifecycle assessment of silicone elastomers / A. Schmid, T. Müller, R. Beck, N. Weber, F. Langner // *Journal of Sustainable Materials*. – 2020. – Vol. 5. – P. 123–135.
9. Lee J. Sustainability in additive manufacturing / J. Lee, H. Park, M. Choi, K. Song, D. Kim // *Journal of Mechanical Science and Technology*. – 2023. – Vol. 37. – P. 5481–5507.

К.А. Сіренко, В.Л. Мазур

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

thermoexp.metal@gmail.com

prof.vlm@ukr.net

ПЕРЕДУМОВИ ТА ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ У ПРОМИСЛОВOSTІ НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЧАВУННОГО ЛИТВА

Особливість розвитку науково-технічних засад ливарного виробництва на нинішньому історичному етапі полягає у його комп'ютеризації, намаганні створення автоматичних систем управління технологічним процесом, застосуванні ймовірнісного підходу і методу Монте-Карло для врахування нестабільності хімічного складу компонентів шихти, до контролю і регулювання хімічного складу чавуну в процесі плавки, прогнозування механічних властивостей виливків. При цьому проблема розробки теорії, математичних моделей, алгоритмів, комп'ютерних програм для неруйнівного контролю механічних властивостей чавунних виробів виходить на пріоритетну позицію в ливарному виробництві.

Результати досліджень, виконаних у цьому напрямі, свідчать, що зазначена тема хвилює вчених та виробничників уже понад півстоліття. У роботах Інституту кібернетики імені В.М. Глушкова НАН України, зокрема, свого часу для вирішення задачі оперативного контролю хімічного складу розплаву чавуну, його вуглецевого еквівалента, прогнозування механічних властивостей, твердості, міцності було розроблено комплекс апаратних і програмних засобів, що базуються на термічному аналізі кривих охолодження розплавів із використанням принципів розпізнавання образів [1 та ін.]. Судячи з опублікованих матеріалів, виконані розробки та їх апаратне оснащення пройшли випробування в промислових умовах ряду металургійних заводів і отримані позитивні відгуки щодо підвищення достовірності і оперативності отримання інформації щодо процесів, які досліджувалися. Але на час публікації статті [1] зазначений комплекс апаратних і програмних засобів контролю технологічних параметрів залізовуглецевих розплавів не отримав розповсюдження у практиці металургійних і ливарних підприємств, оскільки промисловість тоді не була готова до реалізації в автоматичних

системах управління технологічними процесами (АСУТП) плавки і лиття такого апаратурного забезпечення без всебічної комп'ютеризації виробництва.

Згідно з ДСТУ 8833:2019 «Виливки із сірого чавуну з пластинчастим графітом. Загальні технічні умови» твердість, міцність, інші фізико-механічні властивості виливків із чавуну контролюються на зразках, вирізаних із тіла виливків. Ця операція супроводжується витратами на її виконання. При тому, що хімічний аналіз чавуну контролюється ще на стадії його виплавлення на відібраних з розплаву пробах. Очевидно, що знання вмісту хімічних елементів чавуну створює передумови для визначення твердості, міцності, інших властивостей – за даними узагальнених показників, які характеризують його хімічний склад, зокрема вуглецевого еквівалента і ступеня евтектичності. Такий підхід викладений, наприклад, у класичному довіднику Н.Г. Гиршовича [2, с. 133], де міцність синтетичного чавуну представлена у вигляді залежності від ступеня евтектичності його хімічного складу та відношення вуглецю до кремнію. В роботі [3] також наведені залежності твердості і міцності різних чавунів від ступеня евтектичності та наголошується про реагування їх механічних властивостей на зміни вуглецевого еквівалента.

В наших статтях [4–6 та ін.] викладено розроблену методологію та формули для визначення твердості і міцності виливків залежно від вуглецевого еквівалента та ступеня евтектичності, розрахованих із застосуванням ймовірнісного підходу та методу Монте-Карло сірих чавунів різних марок і класів. Запропонований підхід, методологія, отримані рішення, як і названий термічний аналіз [7 та ін.], мають перспективи використання в системах автоматичного контролю і визначення неруйнівним способом фізико-механічних властивостей залізовуглецевих сплавів, насамперед, виливків із синтетичного чавуну.

Список літератури

1. Файнзильберг Л.С., Потапова Т.П. Комплекс аппаратных и программных средств для контроля технологических параметров железоуглеродистых расплавов // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 1992. № 1. С. 70–72.
2. Гиршович Н.Г. Справочник по чугунному литью. Л.: *Машиностроение*. 1978. 758 с.
3. Коган Л.Б., Новик Ф.С., Виноградов Ю.Г. Изучение свойств синтетических чугунов с использованием методов математической статистики. М. 1971. 76 с.

4. Сіренко К.А., Мазур В.Л. Оцінка підходів до прогнозування властивостей синтетичного чавуну у ливарному виробництві // *Металознавство та обробка металів*. 2023. Т. 29 (108). № 2. С. 24–35.

5. Сіренко К.А., Мазур В.Л. Прогнозування механічних властивостей сірого чавуну (ймовірнісний підхід) // *Металознавство та обробка металів*. 2023. № 3. Т. 29. С. 19–30.

6. Сіренко К.А. Напрями розвитку методології регулювання хімічного складу і властивостей чавуну в ливарному виробництві на базі ймовірнісного підходу // *Металознавство та обробка металів*. 2023. Т. 29 (108). № 4. С. 23–33.

7. Сіренко К.А. Шляхи удосконалення методики термічного аналізу якості рідкого чавуну // *Процеси лиття*. 2022. № 2. С. 30–39.

УДК 69.14.018.298:621.789

**О. М. Смірнов¹, М. М. Ворон¹, А. М. Тимошенко¹, Ю. П. Скоробагатько¹,
С. Л. Шваб², А. Ю. Семенко¹**

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

²Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ

alexey.smirnov55@gmail.com

ТЕМПЕРАТУРНІ РЕЖИМИ ДЕФОРМАЦІЙНОЇ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛЕЙ Fe-(25-28)Mn-(10-12)Al-(1-3)Ni-(0-3)Cr-1Si-0.2V-(1-1.4)C

В останні роки дослідження Fe-Mn-Al-C сталей низької густини в основному були зосереджені на оптимізації хімічного складу та впливу ролі легуючих елементів на характеристики мікроструктури, фазоутворення і режими термічної обробки [1-4]. Таким чином хімічний склад Fe-Mn-Al-C сталей впливає також на механізми деформаційного зміцнення та структурні перетворення, викликані деформацією. Термічна обробка таких сталей після деформації може суттєво вплинути на їх структурно-фазові параметри і комплекс механічних властивостей, що дає можливість застосовувати їх в умовах високих навантажень і підвищених температур [5].

Високоміцні Fe-Mn-Al-C сталі з високим вмістом алюмінію не відносяться до ливарних, але на першому етапі виробництва продукції одержуються у вигляді злитків. Для них завжди є притаманною певна дефектність, яка пов'язана з особливостями

структурування при кристалізації, наявністю карбідів, або евтектики на межах зерен і високою усадкою. Ці фактори обумовлюють значне ускладнення розробки ефективної схеми деформаційної та термічної обробки розглянутих сталей, що відіграє вирішальну роль у досягненні однорідності їх мікроструктури та високого рівня механічних властивостей [6].

Метою роботи була оцінка характеру перебігу гарячої пластичної деформації високомарганцевих високоміцних сталей з підвищеним вмістом алюмінію, які мали різну кількість фериту, вуглецю і ступінь легування аустеніту, містили в своєму складі додаткові карбідоутворюючі елементи та нікель, який міг провокувати утворення інтерметалідних включень, що зміцнюють сплав, але ускладнюють його деформування.

Для проведення досліджень було одержано дві литі заготовки різного хімічного складу: Fe-26,8Mn-10,2Al-1,5Ni-2Cr-1Si-0,15V-1C та Fe-25,2Mn-11,5Al-1,5Ni-2Cr-1Si-0,22V-1,4C (% мас.) у вигляді плит. За допомогою механічної обробки з них було виготовлено зразки невеликих розмірів, які піддавали деформаційній та термічній обробці за трьома температурними режимами – 850, 950 і 1050 °C.

Обидва сплави показали потрібний рівень здатності до гарячої пластичної деформації при всіх температурних режимах. Температура 850 °C є достатньою для деформування зразків, проте її недостатньо для забезпечення потрібної тривалості процесу. Найкращий результат було отримано при температурах деформації 950 і 1050 °C. Оптимальним для деформаційної можна вважати температурний інтервал 900-1000 °C з огляду на рекомендовані режими ступеню деформації за один підхід.

Оскільки механічні властивості, зокрема пластичність, досліджуваних сплавів за температури нижче 700-800 °C і вище 850 °C помітно відрізняються, рекомендується обмежувати кожен деформаційний прохід ступенем обтиснення або деформації не більше 10-15% від початкової товщини заготовки. Це запобігає утворенню мікротріщин на схильній до швидкого охолодження поверхні контакту металу з деформуючим обладнанням та зменшує ступінь зміцнення металу за рахунок наклепу і обумовлює помірну рекристалізацію.

Обидва сплави в литому стані містили незначну кількість фериту в своїй структурі. Його розчинення та повна аустенізація структури відбувалися при температурі вище 950 °C. При цьому, для зразків загартованих з температури 1050 °C спостерігається тонка будова меж зерен, в той час, як після гартування з 950 °C межі зерен доповнюються іншими недорозчиненими фазами, імовірно інтерметалідного типу B₂, які містили нікель.

В литому стані сплав з нижчим вмістом алюмінію та вуглецю має твердість порядку 33 HRC. Після гарячої пластичної деформації, гартування з 1050 °C і старіння при 500 °C протягом чотирьох годин, твердість сплаву підвищується до 39-42 HRC. Для другого сплаву, який містить більше алюмінію та вуглецю, характерним є трохи вищий рівень твердості – 36 HRC в литому стані та 42-45 HRC після гартування і старіння. Загартовані та зістарені зразки без пластичної деформації мали твердість нижчу на 2 одиниці.

Таким чином, рекомендується проводити гарячу пластичну деформацію досліджуваних сталей в інтервалі температур 850-1050 °C, вважаючи при цьому оптимальним інтервал 900-1000 °C. Термічну обробку сталей потрібно проводити після завершення деформаційної і вона має відбуватися за режимом – гартування з 1050 °C у воду з подальшим старінням при 500 °C протягом 4 год і більше.

Фінансування роботи. Дослідження проведено в рамках виконання Проєкту 2023.04/0021 «Одержання елементів броні з надлегких сталей для військової техніки з використанням вторинної сировини». Проєкт реалізовано за рахунок грантової підтримки Національного фонду досліджень України, конкурс «Наука для зміцнення обороноздатності України».

Список літератури

1. H. Ding, D. Liu, M. Cai, Y. Zhang. (2022). Austenite-based Fe-Mn-Al-C lightweight steels: Research and prospective. *Metals*, Volume 12, Issue 10, 1572. <https://doi.org/10.3390/met12101572>
2. A. Banis, A. Gomez, V. Bliznuk, A. Dutta, I. Sabirov, R. H. Petrov. (2023). Micro-structure evolution and mechanical behavior of Fe–Mn–Al–C low-density steel upon aging. *Materials Science and Engineering: A*, Volume 875, 145109. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145109>
3. P. Chen, X. Li, H. Yi. (2020). The κ -carbides in low-density Fe-Mn-Al-C steels: A review on their structure, precipitation and deformation mechanism. *Metals*, Volume 10, 1021. <https://doi.org/10.3390/met10081021>
4. Ch. Kim, H.-U. Hong, J. Moon, B. H. Lee, S.-J. Park, Ch.-H. Lee. (2023). A new strengthening mechanism driven by disruptive shear and solute segregation during warm rolling in 1.4 GPa class 12.5 wt% Al added-FeMnC ultra-lightweight steel. *Journal of Materials Science & Technology*, Volume 157, pp. 174-188. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.01.047>

5. L. Bartlett, D. Van Aken. (2014). High manganese and aluminum steels for the military and transportation industry. JOM, Volume 66, pp. 1770–1784. <https://doi.org/10.1007/s11837-014-1068-y>

6. T. Zhao, X. Hao, Y. Wang, C. Chen, T. Wang. (2023). Influence of thermo-mechanical process and Nb-V microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe–Mn–Al–C austenitic steel. Coatings, Volume 13, 1513. <https://doi.org/10.3390/coatings13091513>

УДК 669.715:621.372.54:538.4

**О. М. Смірнов, В. М. Фіксен, М. С. Горюк, Ю. П. Скоробагатько,
А. Ю. Семенко, С. В. Семірягін, А. О. Горшков**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

alexey.smirnov55@gmail.com

КОМПЛЕКСНЕ РАФІНУВАННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ В МАГНІТОДИНАМІЧНІЙ УСТАНОВЦІ

Алюмінієві сплави широко застосовуються в різних галузях промисловості завдяки таким властивостям як легкість, корозійна стійкість та хороша оброблюваність. Однак, у процесі виробництва та експлуатації виникають певні проблеми якості, що можуть впливати на надійність та довговічність виробів. Так під час плавлення та лиття алюмінієвих сплавів у розплав можуть потрапляти різноманітні неметалеві включення, які негативно впливають на якість кінцевого виробу. Найбільш поширеними з них є оксиди алюмінію (Al_2O_3), частинки вогнетривких матеріалів та шлаки. Всі ці частинки мають високу тугоплавкість і, на відміну від розплавленого металу, не розчиняються в ньому, а залишаються в суспензії або осідають. Тому їхня присутність у сплаві зумовлює серйозні технологічні і експлуатаційні проблеми, зокрема, утворення тріщин, погіршення механічних властивостей, порушення структури виливка, зниження зварюваності та оброблюваності. З огляду на це, контроль вмісту неметалевих включень у розплаві є надзвичайно важливим. Для їх зменшення застосовуються різні методи рафінування, які представлені в таблиці 1.

Таблиця 1 - Порівняння методів рафінування алюмінієвих сплавів

Метод	Принцип дії	Основні переваги	Недоліки

Хімічне рафінування (флюсування)	додавання флюсів для зв'язування неметалевих включень	-простота застосування -можливість комбінування з іншими методами	-утворення шлаку - може призвести до забруднення вторинним оксидом
Продувка аргоном	введення інертного газу (Ar) через розплав для видалення розчинених газів	-ефективна дегазація (особливо водню) -простота реалізації	-не видаляє твердих включень -ефективність залежить від часу обробки
Фільтрація через піно-керамічні фільтри (ПКФ)	проходження розплаву через піно-керамічний фільтр	-видалення неметалевих включень (до 80%) -простота заливання у ливарну лінію	-не видаляє розчинені гази -потрібен контроль швидкості потоку
Електромагнітне перемішування (ЕМП)	індукція вихрових струмів у розплаві за допомогою змінного магнітного поля	-поліпшення однорідності складу -активізація дегазації та фільтрації -рівномірний розподіл температур	-потребує електромагнітного обладнання -дорожче у впровадженні
Комплексне рафінування (ЕМП + продувка+фільтрація)	-комплексна дія: перемішування, фільтрація, продувка в одному контурі	-максимальний ефект очищення - видалення газів і включень -скорочення часу обробки	-складність конструкції -необхідність в керуванні процесом

В даній роботі було використано технологію комплексного рафінування розплаву безпосередньо в магнітодинамічній установці (МДУ), що включає два процеси, які здійснюються одночасно: продування аргоном та фільтрування (рис. 1) [1, 2]. При продуванні аргоном в МДУ за рахунок керованих МГД та гідродинамічних впливів підвищується ефективність диспергування аргону в порівнянні з існуючими методами

завдяки організації спеціально орієнтованих циркуляційних потоків розплаву із заданою швидкістю (1 м/с) і температурою (750 °С). Проведені експерименти показали, що є можливість одержання бульбашок діаметром менше 1 мм. Було встановлено механізм подрібнення бульбашок аргону у таких процесах. Одночасно за рахунок електровихрових течій, що обумовлені викривленням ліній електричного струму, та інших МГД-ефектів збільшується час знаходження бульбашок аргону в рідкометалевій ванні МДУ. В результаті такої дії забезпечуються високі показники видалення водню з рідкого алюмінієвого сплаву (залишковий вміст – 0,10-0,05 см³/100 г металу) при одночасному зниженні в 1,5-2 рази витрати аргону та часу продування за інших рівних умов у порівнянні з традиційними технологіями продування аргонном, наприклад, використання імпелерів.

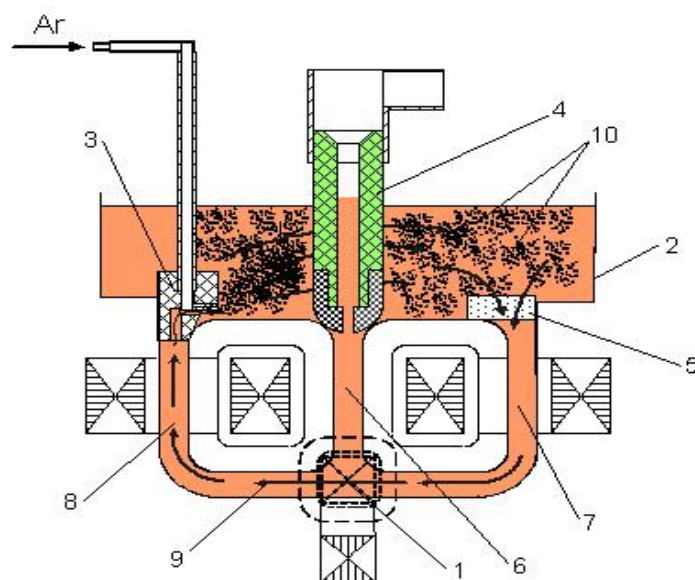


Рис. 1. Схема комплексного рафінування алюмінієвого розплаву в МДУ продуванням аргонном та фільтруванням: 1 – робоча зона; 2 - тигель з алюмінієвим розплавом; 3 - продувна фурма; 4 – металопровід; 5 – пінокерамічний фільтр; 6 – центральна гілка каналу; 7 – права бокова гілка каналу; 8 - ліва бокова гілка каналу; 9 – напрямок потоку алюмінієвого розплаву; 10 - бульбашки аргону

Такий спосіб рафінування полягає в тому, що під дією електромагнітних сил в МДУ здійснюється (4-5)-кратне проходження струмонесучого розплаву через пори

фільтра. В результаті за рахунок прояву МГД-явлень в комірках фільтра (мікроциркуляції та локального нагріву) забезпечується видалення до 80% неметалевих включень, у тому числі меншого розміру, ніж комірки фільтра, і при цьому фільтрування не збільшує час рафінування, оскільки здійснюється одночасно з продувкою аргоном та відстоюванням розплаву.

Отже, використання електромагнітного перемішування, як частини технології рафінування алюмінієвих сплавів, є високоефективним і сучасним підходом, який дозволяє забезпечити високу якість розплаву без механічного втручання, а поєднання електромагнітного перемішування з фільтрацією та дегазацією створює комплексну систему очищення, яка відповідає вимогам сучасного машинобудування.

Список літератури

1. В. І. Дубодєлов. Застосування електромагнітних впливів на металеві розплави при отриманні сплавів та формуванні заготовок та виробів// В зб.: Прогресивні матеріали і технології. – К.: Академперіодика, 2003. – Т. 1. – С. 195-235.
2. Фікссен В. М. Рафінування, лиття і приготування алюмінієвих сплавів під дією електромагнітних сил // Вісник Донбаської Державної Машинобудівної Академії: Зб. наук. пр. – 2011. – № 4 (25). – С.154-159.

УДК 331.45

N.Ye. Tverdokhliebova, O.I. Ponomarenko

National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute», Kharkiv

RISKS OF FIRE AT METALLURGICAL ENTERPRISES

The rate of economic growth depends to a decisive extent on mechanical engineering [1]. It is in it that fundamental scientific and technical ideas are materialized, new tools of labor, machine systems that determine progress in other branches of industry are created. Here, the foundations are laid for wide access to fundamentally new, resource-saving technologies, increasing labor productivity and product quality. The machine-building complex has the task of dramatically improving the quality of machines, equipment, and devices.

The most important task of machine builders is to change the structure of production and increase the quality characteristics of machines and equipment [2].

In the conditions of anticipatory growth of mechanical engineering, this provides a real basis for the technical rearmament of the country's production apparatus on a modern basis.

Such scale of development of mechanical engineering poses especially acute questions in the matter of ensuring fire safety [3].

The metallurgical industry is one of the most fire-hazardous industries due to the specifics of its production processes. Objects of metallurgy and mechanical engineering have various workshops, united in the main groups: procurement, processing, assembly, auxiliary, service.

Depending on the completeness of the production cycle and the volume of production, the plant may include other workshops. The territory of the enterprise is divided into the main zones: production; warehouse; energy facilities; production sites. Modern enterprises occupy large areas. To predict the possible situation, let's focus on the characteristics of those workshops, which in case of fire will cause the cessation of production of the main products: foundries; forge and press; mechanical; thermal; assembly. Metallurgical and machine-building enterprises are complex in terms of their technological scheme and occupy large areas. The modern plant has up to a hundred production buildings. Most of the buildings have significant dimensions (2000 m long, 400 m wide, 30 m high). Workshops are equipped with overhead cranes or suspended transport with a large carrying capacity. The frame of steel buildings with lightweight constructions of walls and coatings based on steel profiled sheet with insulation.

Multi-story buildings are arranged to house individual factories with a vertical technological process or for the manufacture of small labor-intensive products. Such buildings house laboratories, a design bureau, auxiliary and administrative premises. Buildings with 3-5 floors are most commonly used. These buildings are built according to the scheme with a full frame, the main parts of which are columns and crossbars.

The most complex fires can occur in workshops that have an extensive network of underground structures in the form of oil tunnels and oil cellars, cable tunnels, and electrical basements of machine rooms, the size of which is up to 10,000 and the height of the premises is 4-5 m or more [4].

Industrial buildings are saturated with machine tools and other equipment, which creates a certain combustible load on the premises. Each machine contains a certain amount of oil for lubricating the hydraulic drive and clamping devices. A significant amount

of combustible liquids are used in fine grinding processes, on test stands, in press equipment, in thermal shops of quenching baths and tanks, and also as fuel for flame furnaces.

Modern enterprises have many conveyor and flow automatic lines.

Overhead cranes and heavy equipment are located in one-story buildings. Workshops that do not have bulky and heavy equipment are sometimes located in multi-story buildings. On the premises of the workshops, there are painting departments with the use of nitro paints and enamels, packaging and preservation of parts, a storeroom with accessories, which are expensive. Some workshops are blocked with others, as well as with auxiliary warehouses and auxiliary premises, which increases the probability of fire occurrence and transition, especially along conveyors and automatic lines.

Safety measures include fire prevention, namely regular maintenance and monitoring of electrical equipment; use of explosion-proof ventilation systems; and automated metal dust removal [5]. Personnel training is important, including fire safety training and regular evacuation drills, as well as instruction in the use of primary fire extinguishing equipment.

References

1. Твердохлебова Н.Є., Євтушенко Н.С., Семенов Є.О. Забезпечення безпеки працівників металургійних підприємств в умовах сталого розвитку // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я - MicroCAD-2023 : матеріали XXXI міжнар. наук.-практ. конф. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" – Харків, 2023. – С. 379.
2. Євтушенко Н.С., Твердохлебова Н.Є. Функціонування систем менеджменту охорони праці в металургійній галузі // Литво. Металургія. 2023 : матеріали 19-ї, 12-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 жовтня 2023 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. інт" – Харків ; Київ, 2023. – С. 95-98.
3. Tverdokhliebova N. E. Ensuring the safety of employees of metallurgical enterprises in the conditions of sustainable development [Electronic resource] / N. Ye. Tverdokhliebova, N. S. Yevtushenko // Литво. Металургія. 2023 : матеріали 19-ї, 12-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 10-12 жовтня 2023 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків : НТУ "ХПІ" ; Київ, 2023. – Р. 24-25.
4. Tverdokhliebova N.Y e. Extinguishing fires at metallurgical and mechanical engineering enterprises [Electronic resource] / N. Ye. Tverdokliebova, O. I. Ponomarenko // Литво. Металургія. 2024 : матеріали 20-ї, 13-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 28-30 травня

2024 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Electron. text. data. – Харків : НТУ "ХПІ" ; Київ, 2024. – Р. 248-251.

5. Твердохлєбова Н.Є. Шляхи підвищення рівня техногенної безпеки в Україні. Наука і техніка сьогодні – Київ, 2022. № 3 (3). С. 127-135.

УДК 331.45

Н. Є. Твердохлєбова

Національний технічний університет

"Харківський політехнічний інститут", Україна, м. Харків

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ В УМОВАХ СТАЛОГО РОЗВИТКУ

Ливарне виробництво є невід'ємною частиною сучасного машинобудування, оскільки забезпечує виготовлення металевих деталей різної складності, що застосовуються у транспорті, будівництві, енергетиці, оборонній промисловості. Проте в умовах зростання конкуренції, високих вимог до якості та екологічної безпеки, підприємства змушені переглядати традиційні підходи до організації виробництва. Сучасні технологічні рішення дозволяють значно підвищити ефективність, зменшити витрати та ризики, а також поліпшити умови праці.

Удосконалення технологічних процесів охоплює весь виробничий ланцюг – від виготовлення форм до контролю готових виливків. Зокрема, нові технології виготовлення форм включають застосування адитивного виробництва, зокрема 3D-друку піщаних форм, що дозволяє значно скоротити час підготовки виробництва та зменшити витрати на модельну оснастку. Альтернативні формувальні суміші на основі холодно- та газотвердіючих сполук забезпечують високу точність та чистоту поверхні виливків, що знижує потребу в подальшій механічній обробці.

Підвищення ефективності плавлення досягається шляхом застосування індукційних печей з автоматизованим регулюванням температури та використанням систем очищення розплаву від шлакових включень. Це сприяє зменшенню енергоспоживання, покращенню хімічного складу сплавів і зниженню браку.

Обробка виливків також зазнає суттєвих змін завдяки використанню роботизованих систем для обрубки литників, шліфування та полірування поверхонь. Це знижує

фізичне навантаження на працівників, підвищує продуктивність і точність обробки. Для контролю якості дедалі ширше застосовуються безконтактні методи діагностики, зокрема ультразвукові, рентгенівські та лазерні системи, що забезпечують виявлення внутрішніх і поверхневих дефектів.

Автоматизація виробництва відіграє ключову роль у забезпеченні стабільної якості та повторюваності процесів. Застосування систем автоматизованого управління технологічними параметрами дозволяє контролювати температуру, швидкість заливки, тиск у формах тощо. Одночасно впровадження комп'ютерного моделювання лиття ще до початку виробництва дає змогу виявити та усунути потенційні дефекти, мінімізуючи кількість пробних виливків і скорочуючи виробничий цикл.

Окрему увагу необхідно приділити екологічним аспектам удосконалення виробництва. Зменшення обсягів викидів у повітря, повторне використання формувальних сумішей, застосування екологічно безпечних матеріалів та впровадження систем очищення повітря – усе це сприяє зниженню негативного впливу на довкілля. У сфері екологічної модернізації слід зосередитися на створенні замкнутих циклів використання формувальних матеріалів, вдосконаленні технологій рекуперації енергії, а також на розробці способів безпечної утилізації промислових відходів ливарного виробництва.

Сучасний розвиток ливарного виробництва нерозривно пов'язаний із загальним технологічним прогресом. У найближчі роки перспективним напрямом є інтеграція технологій Індустрії 4.0 — зокрема, впровадження штучного інтелекту, інтернету речей (IoT) та великих даних (Big Data) у ливарні процеси. Це дозволить не лише автоматизувати окремі виробничі етапи, але й реалізувати повноцінні цифрові ливарні цехи з мінімальним втручанням людини, що значно знизить вплив людського фактора на якість продукції.

Іншим перспективним напрямом є розробка нових сплавів, що забезпечують менше утворення окалини, легшу обробку та вищу точність лиття. Актуальним залишається питання розширення застосування безвипарного лиття, що значно знижує ризик утворення дефектів і дозволяє зменшити відходи.

Також необхідним є активне впровадження сучасних навчальних програм для інженерно-технічного персоналу, що дозволить забезпечити не лише ефективну експлуатацію нового обладнання, а й підвищення рівня загальної культури безпеки виробництва та якості продукції.

Таким чином, удосконалення технологічних процесів у ливарному виробництві є необхідною умовою забезпечення конкурентоспроможності галузі в сучасних умовах.

Інноваційні підходи до виготовлення форм, плавлення металу, автоматизації та екологічної безпеки дозволяють покращити якість продукції, підвищити ефективність використання ресурсів та зменшити шкідливий вплив на довкілля. Впровадження сучасних рішень вимагає системного підходу, інвестицій у технічне переоснащення та підвищення кваліфікації персоналу. Подальші дослідження та розробки у цій сфері сприятимуть формуванню високотехнологічного та екологічно безпечного виробництва.

References

1. Твердохлебова Н.Є., Калініченко В.В. Напрями забезпечення безпеки в умовах сталого розвитку. Матеріали XXXI міжнар. науково-практичної конференції MicroCAD-2023 [Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я]. – Харків : НТУ «ХПІ», 2023 р. – С. 378.
2. Твердохлебова Н. Є. Впровадження інноваційних стратегій забезпечення екологічної безпеки в Україні //Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма 9-ї Всеук. наук.-техн. конф. – Суми, 2024. – С. 173-174.
3. Твердохлебова Н. Є. Причини утворення небезпечного середовища в технологічному обладнанні // Актуальні питання безпеки праці у контексті сталого розвитку та європейської інтеграції України : матеріали 5-ї Міжнар. наук.-практ. інтернет-конф., Харків, 12–13 листоп. 2024 р. / Харків. нац. ун-т міськ. госп-ва ім. О. М. Бекетова. – Харків : ХНУМГ ім. О. М. Бекетова, 2024. – С. 151-153.
4. Твердохлебова Н.Є. Підготовка фахівців з охорони праці у сучасних умовах // Забезпечення якості вищої освіти: проблеми та перспективи розвитку : збірник матеріалів VIII Міжнародної науково-методичної конференції (Одеса, 6-7 березня 2025 р.) / Одеський національний економічний університет. – Одеса: ОНЕУ, 2025. – С. 303-304.
5. Твердохлебова Н. Є., Євтушенко Н.С. Формування цифрової компетентності як складової професійної підготовки сучасного фахівця // Інформаційні технології в освіті та науці : зб. наук. пр. 3-ї Міжнар. наук.-практ. конф. ; Мелітопол. держ. пед. ун-у ім. Богдана Хмельницького. – Мелітополь ; Запоріжжя : ФОП Однорог Т.В., 2023. – [Вип. 13]. – С. 201-203.

Н. Є. Твердохлєбова

Національний технічний університет

"Харківський політехнічний інститут", Україна, м. Харків

ШЛЯХИ ЗАПОБІГАННЯ МЕХАНІЧНИМ НЕБЕЗПЕКАМ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Ливарне виробництво є однією з найнебезпечніших галузей металургії за рівнем виробничого травматизму. Значна кількість технологічних операцій пов'язана з використанням важкого обладнання, вантажопідіймальних механізмів, переміщенням гарячого металу, що створює високий ризик виникнення механічних ушкоджень [1]. З огляду на складність і небезпечність умов праці, актуальним є виявлення джерел механічної небезпеки та розробка ефективних заходів щодо їх усунення або мінімізації.

Джерелами механічної небезпеки у ливарному виробництві може бути технологічне обладнання, а саме механічні прес-форми, пристрої для виготовлення ливарних форм (опоки, піскодувні машини), заливочні машини, тиглі, ковші для розплавленого металу, верстати для обрубки, різання, шліфування виливків, вібросита та змішувачі піщано-глинистих сумішей тощо.

Для переміщення вантажів використовують машини і механізми, які також можуть бути джерелами механічної небезпеки: підвісні та мостові крани, ківшові транспортери, рольганги, автоматизовані лінії подачі форм і виливків. В умовах обмеженої видимості або високої температури використовують ручне транспортування.

Механічні небезпеки на робочому місці включають в себе ризики, пов'язані з рухомими частинами обладнання, які можуть призвести до травм або травматичних подій для працівників.

Найбільш поширеними травмами та причинами їх виникнення є:

- травмування рук та пальців під час закріплення форм або при обрубці виливків;
- забої, переломи внаслідок падіння деталей, опок, інструментів;
- затискання кінцівок рухомими частинами пресів або механізмів транспортування;
- падіння працівників на вологій або слизькій підлозі, в умовах поганої видимості;

- контакт з обертовими деталями, відсутність або пошкодження захисних кожухів.

Для запобігання механічним небезпекам необхідно приділяти особливу увагу безпеці на робочому місці, включаючи навчання працівників щодо правильних процедур роботи та використання захисного обладнання (бар'єрів, кожухів), проведення регулярних інспекцій та регулярне технічне обслуговування обладнання, механізмів та вузлів, а також впровадження ефективних систем моніторингу та контролю за ризиками [2].

Ефективними методами зниження механічних ризиків є використання сучасного обладнання з системами автоматичної зупинки та аварійного відключення, встановлення світлової сигналізації, а також впровадження дистанційного керування та автоматизованих систем подачі. Обов'язковим є використання працівниками засобів індивідуального захисту (спеціальний одяг, взуття з металевими вставками, термостійкі рукавиці, каски, захисні окуляри, протизаносні підошви, пристрої фіксації для роботи з важкими предметами).

З метою підвищення рівня техногенної безпеки ливарних підприємств доцільно впроваджувати [3]:

- інтелектуальні системи моніторингу та сигналізації аварій;
- цифрову діагностику стану обладнання;
- системи візуального попередження працівників (світло-звукові оповіщення, AR-технології для інструктажів);
- роботизовані комплекси для автоматизації небезпечних операцій.

Таким чином, механічні небезпеки в ливарному виробництві є одними з найпоширеніших і становлять суттєву загрозу для здоров'я та життя працівників [4]. Уникнення таких ризиків можливе лише за умов системного підходу до охорони праці: модернізації обладнання, підвищення культури безпеки, забезпечення персоналу належним захистом [5]. Впровадження сучасних технологій дозволяє не тільки знизити ризики, а й підвищити ефективність виробництва в цілому.

References

1. Твердохлебова Н. Є. Причини утворення небезпечного середовища в технологічному обладнанні // Актуальні питання безпеки праці у контексті сталого розвитку та європейської інтеграції України : матеріали 5-ї Міжнар. наук.-практ. інтернет-конф., Харків, 12–13 листоп. 2024 р. / Харків. нац. ун-т міськ. госп-ва ім. О. М. Бекетова. – Харків : ХНУМГ ім. О. М. Бекетова, 2024. – С. 151-153.

2. Твердохлєбова Н. Є. Впровадження інноваційних стратегій забезпечення екологічної безпеки в Україні //Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма 9-ї Всеук. наук.-техн. конф. – Суми, 2024. – С. 173-174.

3. Твердохлєбова Н. Є., Євтушенко Н.С. Формування цифрової компетентності як складової професійної підготовки сучасного фахівця // Інформаційні технології в освіті та науці : зб. наук. пр. 3-ї Міжнар. наук.-практ. конф. ; Мелітопол. держ. пед. ун-у ім. Богдана Хмельницького. – Мелітополь ; Запоріжжя : ФОП Однорог Т.В., 2023. – [Вип. 13]. – С. 201-203.

4. Євтушенко Н.С., Пономаренко О.І., Твердохлєбова Н.Є., Євтушенко Є.Д. Комплексний підхід щодо збереження здоров'я робітників ливарного виробництва // Литво. Металургія. 2022 : матеріали 18-ї, 11-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 04-06 жовтня 2022 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Харків ; Київ, 2022. – С. 61-63.

5. Твердохлєбова Н.Є., Калініченко В.В. Напрями забезпечення безпеки в умовах сталого розвитку. Матеріали XXXI міжнар. науково-практичної конференції MicroCAD-2023 [Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я]. – Харків : НТУ «ХПІ», 2023 р. – С. 378.

УДК 621.74.046

**А.М. Тимошенко, О.В. Шматко, В.П. Лихошва, М.О. Кудрявченко,
Л.М. Клименко**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

marschal@i.ua

ЛИВАРНО-ИНДУКЦИОННЫЙ МЕТОД ОДЕРЖАНИЯ БИМЕТАЛЕВИХ ТА ТРИША- РОВИХ ВИРОБІВ

В роботі розроблено метод отримання біметалевих та тришарових виробів з використанням ливарних технологій та індукційного нагріву. Даний метод передбачає накладання електромагнітного впливу на заготовку безпосередньо в самій ливарній формі.

Зазначений метод заснований на принципі заливки розплаву на тверду тонкостінну сталеву заготовку, попередньо нагріту (в захисному середовищі) під шаром кисневонепроникного покриття.

Розроблено технологічну схему індукційного нагрівання сталевих заготовок в ливарній формі з використанням плоского індуктора еліпсоїдного типу. Технологічна схема передбачає отримання двошарових (а) і тришарових (б, в) виробів для формування робочого шару, як із однієї поверхні заготовки, так і з двох бічних поверхонь.

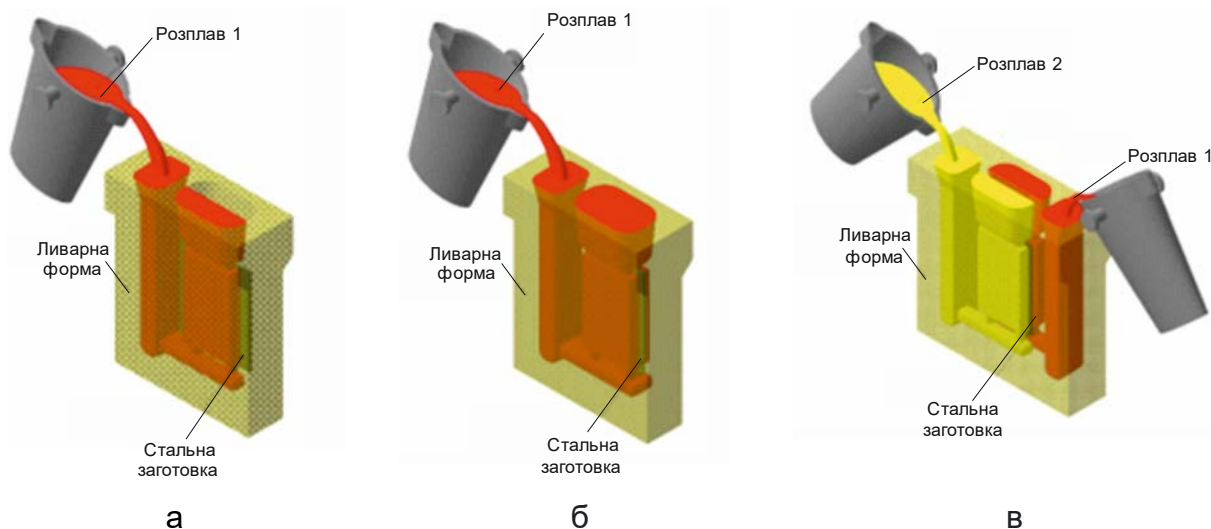


Рис. 1 – Технологічна схема одержання біметалевих (а) та тришарових плоских виробів (б – «розплав 1 – заготовка – розплав 1», в – «розплав 1 – заготовка – розплав 2»).

Товщина робочого шару при отриманні тришарових виливків залежить від відстані між індуктором і заготовкою. Цю відстань (δ) задавали в діапазоні від 15 до 20 мм, при цьому мінімальне значення обмежувалося розмірами ливарної форми, яку необхідно виготовити для заливки розплаву, а максимальне - інтенсивністю нагрівання заготовки та необхідною температурою для отримання якісного з'єднання. При отриманні біметалевих (двошарових) виливків товщина їх робочого шару регламентується тільки необхідними розмірами ливарної форми. Потужність джерела живлення змінювали від 1,1 до 6,5 кВт.

На базі проведеного фізико-математичного моделювання досліджено та описано вплив технологічних параметрів процесу отримання біметалевих та тришарових виробів на формування якісного зв'язку. В результаті моделювання встановлено, що максимальне нагрівання поверхні заготовки здійснюється з боку індуктора в місцях скупчення витків (рис. 2, область 1 і 2). Мінімальне нагрівання – з протилежної поверхні заготовки, яка віддалена від впливу індуктора в центрі заготовки та на чотирьох її кутах. По товщині заготовка нагрівається практично рівномірно, найбільша нерівномірність (рис. 2, область 1 і 2) знаходиться в місцях максимального нагріву заготовки і не перевищує 20 °С. Ця тенденція розподілу полів температури зберігається у всьому інтервалі зміни сили струму.

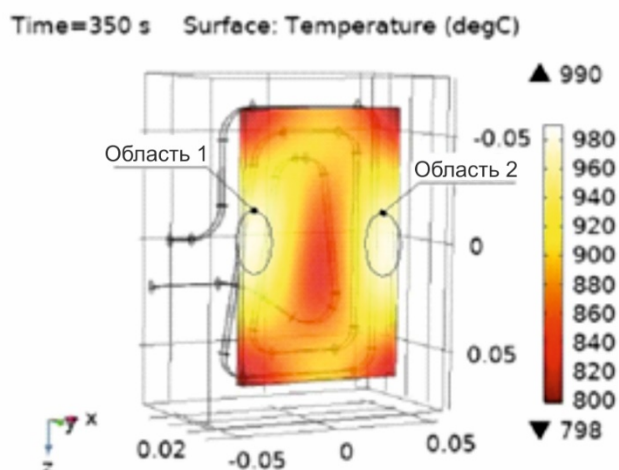
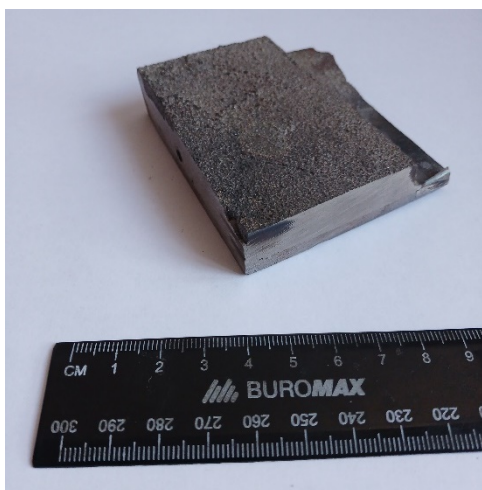


Рис. 2 – Кольорова картина розподілу полів температури на поверхні сталевій заготовці при потужності джерела живлення $P = 1,1$ кВт та часі нагрівання $\tau = 350$ с.

За результатами дослідження визначено, що режим індукційного нагрівання заготовки залежить від поєднання біметалевих пар. Наприклад, для одержання біметалевого з'єднання «сталь – бронза» рекомендовані режими з температурним інтервалом від 700 до 1000 °С, а для біметалевого з'єднання «сталь – чавун» – від 900 до 1400 °С. Отримано залежності зміни температури заготовки від сили струму (потужності джерела живлення) та часу індукційного нагріву. Визначено оптимальні температурно-часові параметри процесу одержання біметалевих та тришарових виробів. Встановлено, що розподіл полів температури сталевій заготовки залежить від технологічних параметрів нагрівання (конфігурації індуктора, відстані від заготовки до індуктора та ін.).

Визначено, що сталева заготовка при індукційному нагріванні за товщиною нагрівається практично рівномірно, що дозволяє формувати з'єднання з обох сторін плоскої заготовки та одержувати тришарові вироби. Залежно від відстані між індуктором та заготовкою рекомендовано одержання біметалевих або тришарових виробів.

За результатами експериментальної апробації підтверджено адекватність фізико-математичного моделювання теплового стану заготовки, а також ефективність використання розробленого ливарно-індукційного методу для одержання біметалевих та тришарових виливків (рис. 3).



а



б

Рис. 3 – Фрагменти біметалевих та тришарових виробів, одержаних із застосуванням попереднього індукційного нагріву сталевोї заготовки: а – потужність 5200 Вт, час нагріву 120 с, відстань від індуктора до заготовки 15 мм; б – потужність 4630 Вт, час нагріву 290 с, відстань від індуктора до заготовки – 20 мм.

УДК 669.26:6217.06

В. В. Тихонович¹, О. М. Грипачевський¹, Ю. Г. Квасницька², В. Г. Новицький²

¹Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

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

tvv@imp.kiev.ua

ВПЛИВ ДОДАТКОВОГО ЛЕГУВАННЯ ЛИТИХ ХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ МОЛІБДЕНОМ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ДЕТАЛЕЙ НАСОСНОГО УСТАТКУВАННЯ

Для надійної роботи вузлів тертя в агресивних середовищах при наявності великих питомих навантажень повинні використовуватися пари тертя, що мають високу міцність, стійкість до агресивних речовин і відповідні трибологічні властивості. Тому для вузлів тертя спеціальних насосів, що працюють в екстремальних умовах експлуатації для подачі води в парові котли та парогенератори ТЕЦ і АЕС, переміщення мастильно-охолоджуючих рідин, нафти та нафтопродуктів були розроблені пари тертя на базі хромистих сталей. Зокрема литі хромисті сталі типу 120Х15 зарекомендували себе як зносостійкі матеріали, що володіють комплексом необхідних механічних і спе-

ціальних властивостей. Але широке застосування насосів в провідних галузях виробництва критично потребує подальшого підвищення зносостійкості деталей їх проточної частини. Додаткове легування сталі 120X15 невеликою кількістю Al та V суттєво покращило зносостійкість обертових втулок та кілець ущільнювачів проточної частини насосів [1, 2].

Дана робота присвячена дослідженню механізму впливу додаткового легування литої сталі 130X17 молібденом на зносостійкість пари тертя зі сталей 130X17 (колодка-ущільнення) і 20X13 (диск-роторна деталь), яка може бути використана для виготовлення різних ущільнень статорних деталей насосів.

Випробовування контактної пари на тертя проводились у водоповітряному середовищі на стандартній машині тертя 2070СМТ-1 в умовах тертя ковзання при нормальному навантаженні $5 \cdot 10^6 \text{ Н/м}^2$ та швидкості ковзання 1 м/с за схемою колодка-диск. Отримані після лиття сплави піддавалися додатковому термічному обробленню, детально описаному в роботі [3].

На рисунку 1 наведені залежності вагового зносу кожного з тіл пари тертя сталь 130X17 – сталь 20X13 від концентрації Мо в сталі 130X17. Видно, що додаткове легування сталі 130X17 молібденом підвищує її зносостійкість. Однак при цьому зростає зношування сталі 20X13. У випадку відсутності додаткового легування сталі 130X17 молібденом знос цієї сталі більше ніж у два рази перевищує знос сталі 20X13. Нерівномірне зношування тіл, що утворюють вузол тертя, знижує його довговічність та коефіцієнт корисної дії. Додаткове легування сталі 130X17 0,8 ваг.% молібдену робить знос цих тіл однаковим, а їх сумарний знос мінімальним.

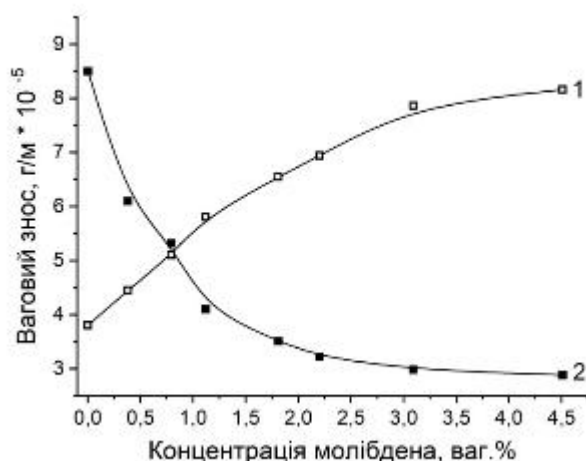


Рис. 1 – Залежності величини вагового зносу тіл пари тертя зі сталей 130X17 (крива 2) і 20X13 (крива 1) від вмісту в сталі 130X17М молібдену.

Аналіз під час роботи динаміки структурно-фазових перетворень в зоні контактної взаємодії тіл, що труться, свідчить про те, що перехід пари тертя в стаціонарний режим роботи з мінімальними зносом і коефіцієнтом тертя відбувається завдяки самоорганізації на поверхнях контакту обох тіл зносостійких наддрібнодисперсних покриттів [3]. На рисунку 2 їм відповідають зони А. Кількість покриттів має бути достатньою для повного екранування під час роботи деформованого на етапі припрацювання пари тертя вихідного металу. Цей ефект спостерігається як без легування, так і з додатковим легуванням сталі 130X17 молібденом.

В роботі [3] було показано, що самоорганізовані зносостійкі покриття утворені з якісно нового ультрадисперсного та наноструктурованого матеріалу, який може містити до 25 % атомів кисню та вуглецю, більшість з яких не утворюють хімічних сполук з атомами металу. Зносостійкі покриття складаються з шарів тертя, кожен з яких є результатом окремого акту нашарування мікрОВиступів металу на робочу поверхню тіл в результаті їх адгезійної взаємодії. Виникнення на окремих ділянках робочих поверхонь сильних адгезійних зв'язків може призводити до локального руйнування металу і його перенесення між тілами, які утворюють вузол тертя. Тому мікрооб'єми металу, нашарування яких на поверхні контакту призводить до утворення зносостійких шарів тертя, можуть формуватися з матеріалу різних тіл. А самоорганізовані зносостійкі покриття будуть складатися з окремих шарів тертя, сформованих з металу різних сталей.

Матеріал самоорганізованих зносостійких покриттів має високі в порівнянні з деформованим вихідним металом твердість і пружність і більш стійкий до зовнішніх циклічних термомеханічних навантажень. Це знижує ймовірність утворення між тілами, що труться, сильних адгезійних зв'язків і сприяє переходу системи в стаціонарний режим роботи з мінімальними коефіцієнтом тертя і зносом. Знос тіл при терті відбувається внаслідок викришування окремих ділянок самоорганізованих зносостійких покриттів через утворення втомних тріщин. Після цього на цих ділянках можуть знову формуватися нові покриття.

На підставі приведених даних можна припустити, що для розуміння механізму впливу легування сталі 130X17 молібденом на трибологічні властивості пари тертя слід дослідити як саме молібден впливає на процес самоорганізації на поверхнях контакту обох тіл зносостійких наддрібнодисперсних покриттів.

Дані отримані за допомогою трансмісійної електронної мікроскопії свідчать, що зміна зносу тіл при легуванні сталі 130X17 молібденом не пов'язана з мікроструктурою та фазовим складом поверхневих шарів тертя.

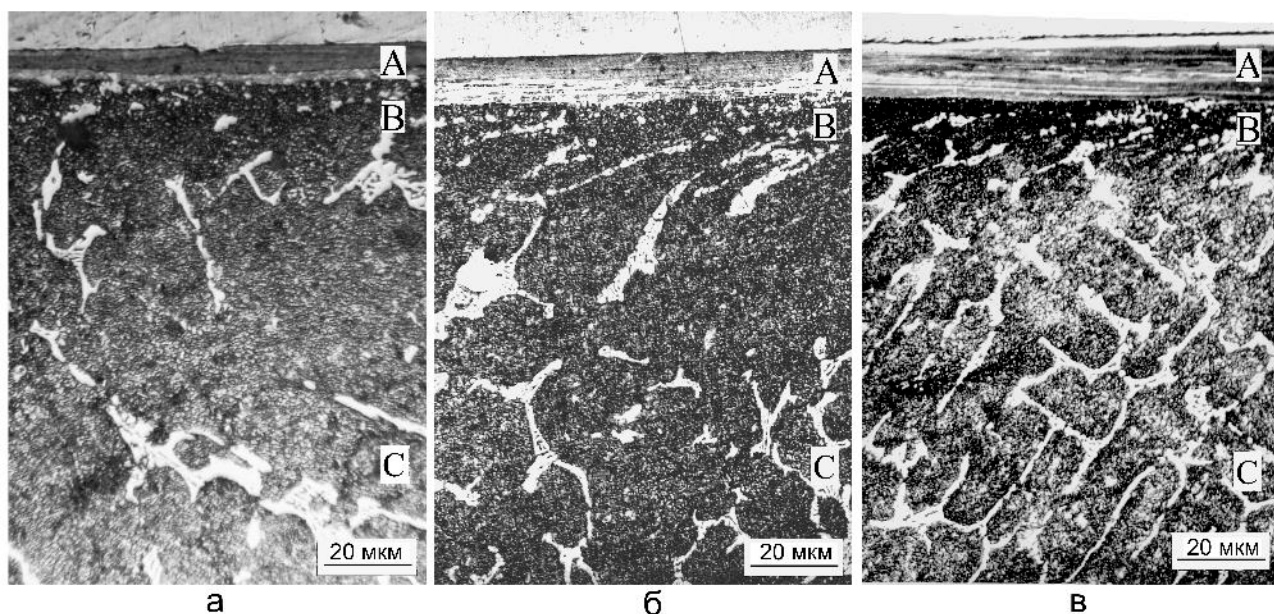


Рис. 2 – Структура зони контактної взаємодії сталі 130X17 без додаткового легування (а) та додатково легованої 0,4 (б) і 1,8 (в) ваг.% молібдену. Торцевий шліф. А - зносостійкі самоорганізовані покриття, В – деформований вихідний метал, С – недеформований вихідний метал.

Хімічний склад окремих шарів тертя, що входять до складу зносостійких самоорганізованих покриттів, і розташованих під ними деформованого та недеформованого вихідних металів досліджувався методом локального рентгеноспектрального аналізу. Аналіз хімічного складу поверхневих шарів тертя свідчить, що без легування молібденом матеріал сталі 130X17 вносить домінуючий внесок у формування шарів тертя самоорганізованих зносостійких покриттів обох сталей. Додаткове легування сталі 130X17 молібденом збільшує внесок металу сталі 20X13 у формування цих покриттів. Якщо концентрація молібдену в сталі 130X17 перевищує 2,5 ваг.%, самоорганізовані зносостійкі покриття обох сталей переважно сформовані з металу сталі 20X13.

Додаткове легування сталі 130X17 молібденом збільшує кількість вторинних карбідів і робить сітку первинних евтектичних карбідів більш щільною та рівномірно розподіленою в об'ємі сплаву (рис. 2). Разом з тим, металева матриця сплаву зміцнюється внаслідок зміни її хімічного складу [4]. Тому збільшення вмісту молібдену в сталі 130X17 призводить до збільшення твердості та пружності її вихідного та деформованого матеріалу (рис. 3).

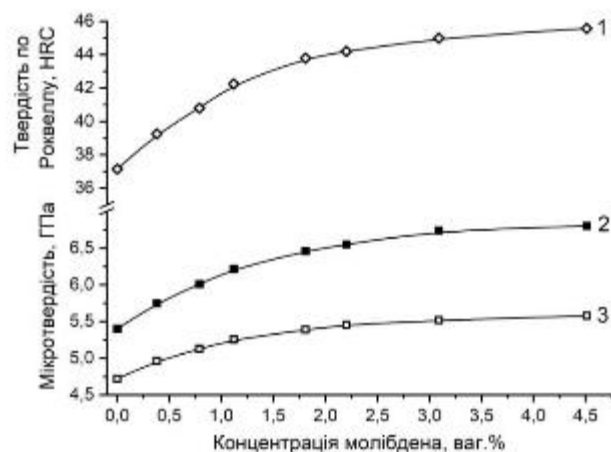


Рис. 3 – Вплив додаткового легування сталі 130X17 молібденом на її твердість за шкалою Роквелла (HRC) (крива 1) та мікротвердості H_d (крива 2) і H_n (крива 3) деформованого на етапі припрацювання пари тертя металу, виміряні відповідно по діагоналі залишкового пластичного відбитка та глибині впровадження індентора.

Твердість за Роквеллом вихідного металу сталі 20X13 складає 40,7 HRC. Мікромеханічні випробування методом динамічного впровадження індентора показали, що твердість деформованого під час припрацювання пар тертя металу сталі 20X13, виміряна по діагоналі залишкового пластичного відбитка та глибині впровадження індентора, дорівнює відповідно $H_d=5,98$ ГПа та $H_n=5,09$ ГПа.

У випадку роботи пари тертя у воді на поверхнях контакту тіл утворюється лише тонка плівка оксидів $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, яка легко руйнується та не перешкоджає утворенню сильних адгезійних зв'язків між ними. Тому при самоорганізації на поверхнях тертя зносостійких покриттів спостерігається суттєве масоперенесення металу між тілами, що труться. Без додаткового легування молібденом вихідний та деформований метал сталі 130X17 має нижчу твердість і пружність у порівнянні з вихідним та деформованим металом сталі 20X13. Тому при формуванні на робочих поверхнях шарів тертя спостерігається переважне масоперенесення сталі 130X17 на поверхню сталі 20X13. А самоорганізовані зносостійкі покриття обох сталей утворюються переважно з матеріалу сталі 130X17. Через це знос сталі 130X17 майже в двічі сильніший ніж сталі 20X13. Додаткове легування сталі 130X17 молібденом збільшує її твердість і пружність. Завдяки цьому внесок металу сталі 20X13 у формування шарів тертя самоорганізованих зносостійких покриттів зростає. Якщо концентрація молібдену в сталі 130X17 перевищує 2,5 ваг.%, самоорганізовані зносостійкі покриття обох сталей пере-

важно формуються з металу сталі 20X13. Тому в цьому випадку її знос у 2,6 раза перевищує знос сталі 130X17. Нерівномірний знос тіл, що утворюють вузол тертя, знижує ресурс його роботи та є неприпустимим. Рівномірний знос тіл пари тертя спостерігається при додатковому легуванні сталі 130X17 0,8 ваг.% молібдену. В цьому випадку твердість і пружність вихідного та деформованого металу сталей 130X17 і 20X13 майже збігаються, а внесок кожної сталі у формування самоорганізованих зносостійких покриттів є однаковим. Завдяки рівномірному зносу тіл пари тертя, її сумарний знос стає мінімальним.

Список літератури

1. Новицкий В. Г., Шипицын С. Я., Лахненко В. Л., Локтионов-Ремизовский В. А., Кальчук Н. А., Грибов Н. Н. Применение литой стали 120X15Ю для деталей проточной части насосного оборудования // Литво. Металургія. 2019 (Харків: НТУ «ХПІ»: 2019). - 2019. – С. 151-153.
2. Новицький В. Г., Квасницька Ю. Г., Лахненко В. Л., Тихонович В. В., Олексенко І. В., Лиховой Д. І. Застосування литих хромистих сталей для деталей насосного устаткування в енергетиці та нафтопереробній промисловості // Литво. Металургія. 2024 (Харків: НТУ «ХПІ»: 2024). -2024. – С. 185-189.
3. Тихонович В. В. Формування зносостійкого ультрадисперсного та наноструктурованого матеріалу на поверхнях тертя хромистих криць. Ч. 1. Механізм формування та фізико-механічні властивості // Металофізика та новітні технології. – 2022. – Том 44. – № 12. – С. 1595–1629.
4. Тихонович В. В. Влияние легирования хромистых сталей молибденом на формирование износостойких сверхмелкозернистых покрытий при работе узлов трения в разных технологических средах // Металофізика та новітні технології. – 2019. – Том 41. – № 9. – С. 1231–1260.

ВИКОРИСТАННЯ НАНОДИСПЕРСНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВДОСКОНАЛЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Сучасна промисловість висуває зростаючі вимоги до якості матеріалів, особливо в галузях, де критично важлива мала вага при високій міцності. Однак легкі метали, зокрема алюмінієві сплави, мають певні недоліки, як-от пористість та схильність до деформацій, що може зумовлювати передчасне руйнування конструкцій [1]. Необхідність підвищення фізико-механічних характеристик ставить перед наукою завдання пошуку нових технологій обробки та модифікації. Традиційні методи, як-от термічна обробка, легування, модифікування та застосування нових формувальних сумішей, залишаються актуальними, але вже не завжди задовольняють потреби високотехнологічних галузей.

Серед перспективних підходів — впровадження наноматеріалів, здатних покращити структуру й властивості металевих відливок. Зокрема, значну увагу привертають вуглецеві нанотрубки, фулерени та графен — наноконпоненти, що можуть виступати як армуюча фаза, підвищуючи загальну міцність, пружність і експлуатаційну стійкість виробів. Їх інтеграція до структури сплаву має розглядатись як важливий напрям модернізації ливарного виробництва. Розробка технологій отримання нанокомпозитів — це один з ключових векторів розвитку матеріалознавства. Коли один з компонентів матеріалу має нанорозмірну структуру, він значно впливає на загальні властивості композиту. Наночастинки, введені у розплав, можуть забезпечити рівномірну структуру та збільшити строк служби кінцевих виробів [2] .

Особливо активно наноматеріали досліджуються у поєднанні з алюмінієвими сплавами, що є основними в авіації, автомобілебудуванні, а також у спорті. Однак ключовою технологічною проблемою лишається рівномірне розподілення наночастинок у металі. Підвищені вимоги до якості змушують переходити до нових способів виготовлення відливок, серед яких — впровадження нанокомпозитів на основі карбонових наноматеріалів як легувальних добавок.

Практичне застосування таких композитів довело: вони здатні створити міцну структурну матрицю, яка надає відливкам стабільності, форми й забезпечує ефективне передавання навантажень на армуючі елементи. Це відкриває перспективу для подальшого вдосконалення технологій лиття та отримання нових, функціональніших матеріалів [3] .

Як приклад, досліджується використання зазначених методик для виготовлення відповідальних деталей, зокрема алюмінієвого поршня. Основною метою є покращення міцності без зміни маси елемента. При цьому особливу увагу слід приділити підготовці наночастинок, методам їх стабілізації та способам введення у розплав. Від ретельності цього процесу залежить якість майбутньої структури[4].

В умовах лабораторного експерименту розробляються методики попередньої обробки наночастинок та рівномірного їх розподілу в алюмінієвому розплаві. Результати таких досліджень демонструють, що технології на основі вуглецевих наноматеріалів здатні суттєво змінити підходи до лиття та сприяти покращенню характеристик готової продукції.

У підсумку, застосування нанотехнологій — це стратегічний напрям, що забезпечує підвищення експлуатаційних властивостей литих деталей. Воно дає змогу створювати матеріали з новим рівнем якості, де добавки рівномірно розподіляються у металі, сприяючи зміцненню, підвищенню жорсткості та довговічності [5]. Основне завдання — це подальший розвиток інноваційних підходів до застосування наночастинок, які можуть стати основою нової епохи у ливарному виробництві та металообробці.

Література

1.Треньов М.С. Підвищення механічних та фізичних властивостей алюмінієвих сплавів за допомогою використання нанодисперсних матеріалів. /М.С.Треньов, О.І. Пономаренко // Матеріали XXXI Міжнародної науково-практичної конференція «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я (MicroCAD-2023)» (17-20 травня 2023 р. м. Харків)

2.Треньов М. С. Застосування фулеренів у алюмінієвих сплавах / Треньов М. С., Пономаренко О. І. // Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. / відп. ред. В. Г. Іванов ; Нац. ун-т "Запорізька політехніка". – Електрон. текст. дані. – Запоріжжя, 2025. – С. 83-84

3. Olga Ponomarenko, Nataliia Yevtushenko, Tatiana Lysenko, Vitalii Voronets, Stepan Yevtushenko, Pavlo Shelepko & Mikhailo Vorobyov. Operation Control of Melting Furnaces in Foundry Workshops Using Simulation Models. In: Cioboată, D.D. (eds)

International Conference on Reliable Systems Engineering (ICoRSE) - 2024. ICoRSE 2024. Lecture Notes in Networks and Systems, vol 1129. Springer, Cham.

4. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкrapлення і гази у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада 2024р. / відп. ред. В. Г. Іванов ; Нац. ун-т "Запорізька політехніка". – Запоріжжя, 2025. – С. 122-124.

5. Пономаренко О. І., Радченко О. О., Євтушенко Н. С. Системний підхід до вирішення інженерної проблеми зниження газонасиченості сталі // Нові технології в машинобудуванні : матеріали тридцять четвертої Всеукр. конф., 4-7 вересня 2024, Харків, Україна : зб. наук. праць / Національний аерокосмічний університет ім. М. Є. Жуковського "ХАІ". – Харків : ХАІ, 2024. – С. 51-53.

6. OI Ponomarenko, SD Yevtushenko, NS Yevtushenko, TV Berlizieva, MM Vorobiov. Robust methods for controlling casting processes and the quality of castings. /4th International Conference on Sustainable Futures: Environmental, Technological, Social and Economic Matters (ICSF-2023) 22/05/2023 - 26/05/2023 Kryvyi Rih, Ukraine, 2023 IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci. 1254 012007
DOI 10.1088/1755-1315/1254/1/012007

УДК 669.715:537.622

М. А. Фон Прусс

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ ІЗ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА ДО 2 % МАС. В УМОВАХ ДІЇ ЗМІННОГО ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ

Сучасні технології вимагають конструкційні матеріали із високими механічними та експлуатаційними характеристиками, які мають стійкість до дії високих температур, навантажень і корозійного середовища. Це особливо актуально у сферах, де використовуються ливарні алюмінієві сплави – наприклад, в автомобілебудуванні, авіації, енергетиці та машинобудуванні. Однак присутність заліза (до 2 % мас.) у цих сплавах

призводить до утворення грубих інтерметалідних фаз (наприклад, Al_3Fe , Al_6Fe , Al_5FeSi), що погіршує їх міцність і пластичність [1].

Для покращення структури та властивостей таких сплавів застосовують різні методи модифікування, зокрема термообробку, додавання мікродобавками та фізичні впливи, такі як ультразвукова обробка чи дія змінного електромагнітного поля. Останній метод є особливо перспективним, оскільки застосування змінного магнітного поля впливає на енергетичні умови формування інтерметалідних залізовмісних фаз, змінюючи кінетику кристалізації та дифузійні процеси в розплаві [2]. Це сприяє усуненню направленого росту голчастих включень, зменшенню їх розмірів, а також більш рівномірному їх розподілу в об'ємі затверділого металу. У результаті поліпшується мікроструктура сплаву, підвищується його однорідність та зменшується ймовірність утворення концентраторів напружень, що позитивно позначається на механічних властивостях готових литих виробів. Такий підхід відкриває можливості для цілеспрямо-ваного впливу на структуру вторинних алюмінієвих сплавів із підвищеним вмістом заліза без необхідності додаткового легування або складних рафінувальних процедур.

У дослідженні в якості модельного матеріалу використовувався доевтектичний сплав АК5М2, який є одним із найпоширеніших представників системи Al-Si-Cu (табл. 1). Цей сплав вирізняється доступністю, низькою вартістю та відсутністю дефіцитних компонентів, що робить його зручним об'єктом для вивчення структуроутворення та впливу зовнішніх дій під час кристалізації. Електромагнітна обробка проводилася на частотах 50 Гц з індукцією 0,1 Тл.

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваного сплаву

Сплав	Вміст елементів, % мас., Al – основа				
	Si	Cu	Fe	Mn	Mg
АК5М2	4-6	1,5-3,5	1,75	0,2-0,8	0,2-0,8

Структура вихідного сплаву до впливу електромагнітного поля характеризується неоднорідністю (рис. 1).

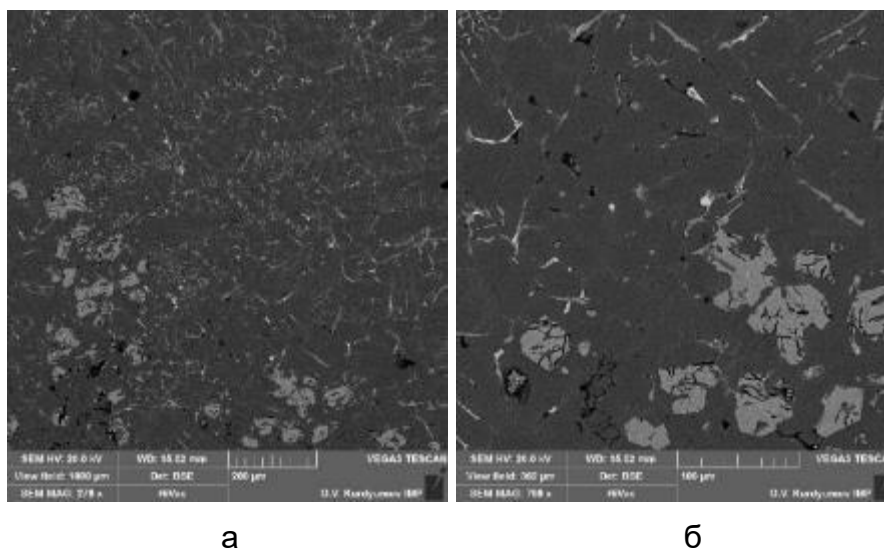


Рис. 1 – Мікроструктура вихідного сплаву AK5M2

На рисунку 1а спостерігається чітке зональне розшарування фазових складових:

- у лівій частині (поблизу стінки виливка) переважають сферичні фази, формування яких пов'язане з інтенсивним охолодженням внаслідок контакту з охолоджувальною поверхнею форми.
- у правій частині (центральна зона виливка) домінує дендритоподібна структура, характерна для повільнішого охолодження, яке створює сприятливі умови для розвитку дендритів.

Такий характер розподілу свідчить про вплив градієнта температури та швидкості тепловідводу на процес структуроутворення під час кристалізації.

У вихідній структурі (рис. 1б) великі залізовмісні фази відсутні – їхні розміри становлять 30–60 мкм. Морфологія цих фаз є різноманітною: спостерігаються округлі, скелетоподібні та голкоподібні структури. Така варіативність може бути зумовлена мікросегрегацією елементів під час кристалізації, коли нерівномірний розподіл заліза, кремнію та інших домішок у розплаві призводить до формування фаз різного типу у різних зонах виливка. Крім того, морфологічна різноманітність пояснюється відмінностями в умовах зародження та росту кристалів. У центральній частині виливка, де можлива вища пересиченість розплаву залізом, переважають голкоподібні фази. Натомість поблизу стінок, де умови росту більш стабільні, формуються скелетоподібні та округлі включення.

Накладання електромагнітного поля під час кристалізації позитивно вплинуло на формування мікроструктури сплаву AK5M2. У результаті відбувалося подрібнення структурних складових і покращення їхнього розподілу по об'єму, що забезпечило

формування більш однорідної та дисперсної мікроструктури порівняно з вихідним зразком (рис. 2). Структурні складові рівномірно розподілені по всьому об'єму матеріалу, а їхні розміри не перевищують 60 мкм. У структурі обробленого сплаву, як і раніше, присутні сферичні та дендритоподібні фази, однак їхній розподіл став суттєво більш однорідним, без вираженого зонального розшарування, характерного для вихідного стану (рис. 1б). Важливою особливістю є відсутність голкоподібних залізовмісних фаз, що свідчить про ефективність впливу електромагнітного поля на процес кристалізації. Замість цього спостерігаються фази зі зміненою, нестандартною морфологією (рис. 2б), розміри яких не перевищують 50 мкм, що додатково підтверджує подрібнення та модифікування структури під впливом електромагнітної обробки.

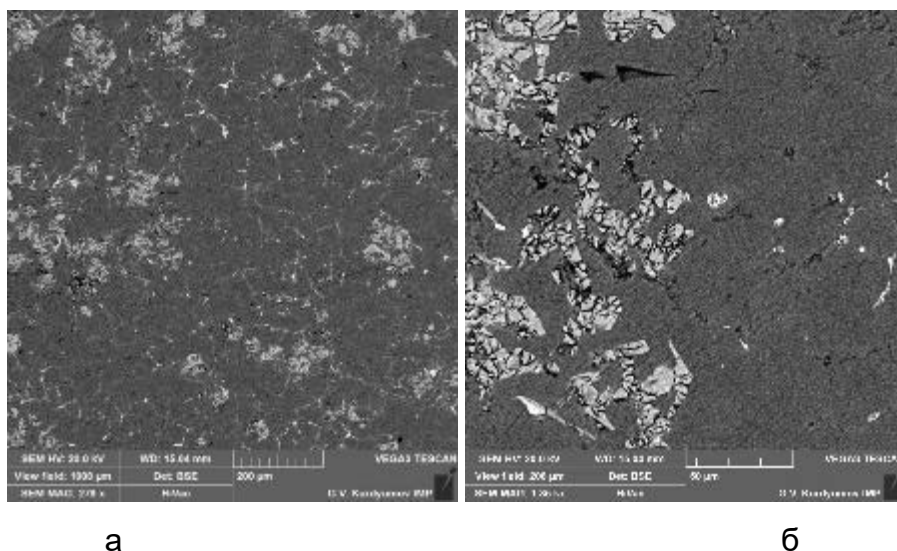


Рис. 2 – Мікроструктура сплаву AK5M2 одержана після накладання електромагнітного поля.

Список літератури

1. Ebhota, W. S. Tien-Chien, J. Intermetallics formation and their effect on mechanical properties of Al-Si-X alloys. / W.S. Ebhota, J.Tien-Chien // In Mahmood Aliofkhazraei (Eds.), Intermetallic Compounds – Formation and Applications. – 2018. – Pp. 21-38.
2. Наріжна, Т. М., Доній, О. М., Ворон, М. М. Вплив зовнішнього магнітного поля на структуроутворення алюмінієвого сплаву системи Al-Si з підвищеним вмістом заліза / Т. М.Наріжна, О. М. Доній, М. М. Ворон // Процеси лиття. – 2020. – №2 (140). – С. 22-29.

ОСОБЛИВОСТІ ВИКОРИСТАННЯ КОКІЛІВ З ЛИТИМИ КАЛІБРАМИ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ ДЛЯ СОРТОВИХ ПРОКАТНИХ СТАНІВ

Для сортових прокатних станів виготовляють литі валки з гладкою бочкою в стаціонарних ливарних формах, а при механічному обробленні вирізають калібри з необхідним профілем для кожної кліти прокатного стану. Це зменшує собівартість виробництва в ливарних цехах, але недостатня глибина робочого шару на впадинах калібрів обумовлює зменшення тривалості експлуатації таких валків.

Виготовлення валків в кокілях з литими калібрами (рис. 1) дозволяє підвищити в 1,5-2 рази зносостійкість порівняно з гладко литими валками, зменшити на 15-20% витрати металу на легований метал робочого шару і вдвічі верстатний час первинної обробки та калібрування. Крім того, підвищується тривалість безперервної роботи станів, покращується якість і точність прокату, знижується втрати сортового металу у вигляді браку при налаштуванні станів після перевалок.

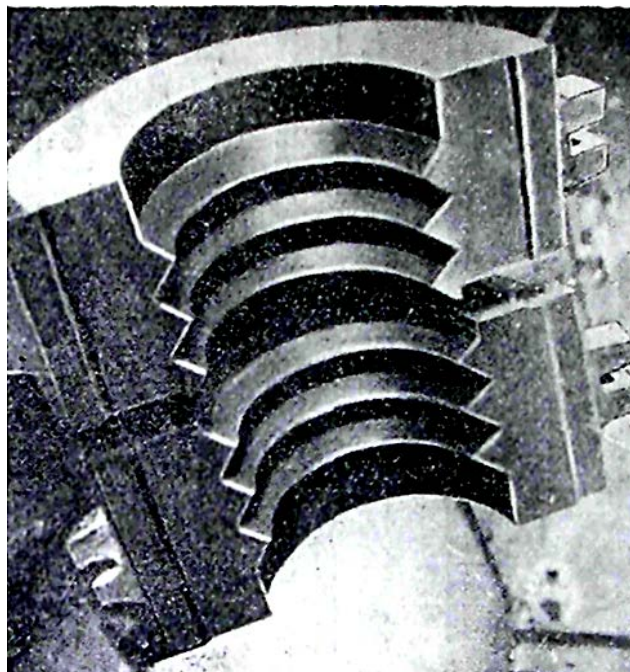


Рис. 1 – Кокілі з вертикальним роз'ємом для виробництва валків з литими калібрами

Однак брак валків, які заливають у кокілі з литими калібрами, у два рази вищий ніж у гладко литі кокілі. Так, у вальцеливарному цеху Дніпропетровського заводу прокатних валків (ДЗПВ) допустимий відсоток браку гладко литих валків становить 7%, а для валків з литими калібрами – 14%. Одним із основних видів браку валків є кільцеві і поздовжні гарячі тріщини на бочках. У даній роботі розглянуто утворення поздовжніх гарячих тріщин і пропонуються методи їх попередження.

Розташування гарячої тріщини в зоні вертикального роз'єму двох частин кокілів повторюється на валках різних розмірів і форм калібрів (рис. 2). Причиною виникнення тріщини є нещільний контакт кокільних напівформ по площині роз'єму. Він виникає після 6-8 разів лиття валків в кокіль, який нагрівається до 500-600 °С і охолоджується з валком. Товщина зазору поступово збільшується до 2-3 мм на внутрішній поверхні кокілю і до 30 мм на зовнішній.

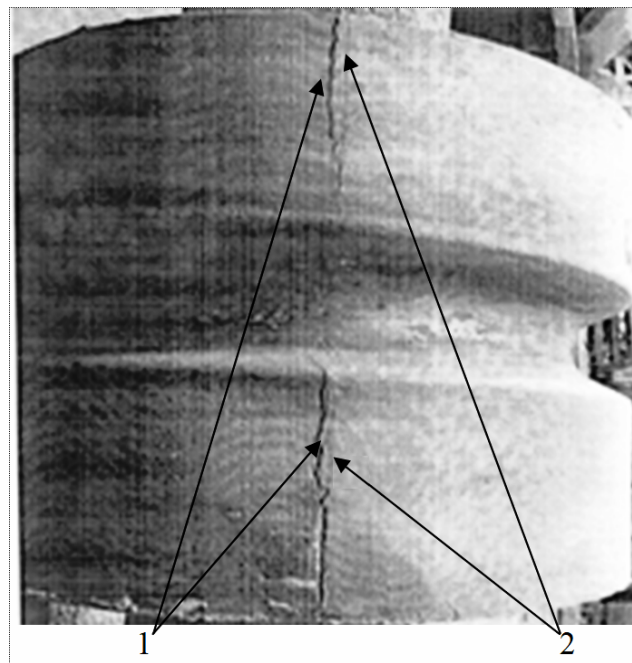


Рис. 2 – Поздовжня гаряча тріщина на бочці трубопрокатного валка з литим калібром поблизу з'єднання двох півформ кокілів:

1 – гаряча тріщина; 2 – сліди недостатньої точності з'єднання кокілів

Тому при охолодженні валка шар закристалізованого металу в зоні вертикального роз'єму менший, ніж на іншій поверхні кокілю. Перехід розплаву в тверду фазу супроводжується усадкою к центру валка, діаметр зменшується, виникають напруження, які реалізуються в тріщину на ділянках вилівка з меншою товщиною затверділого шару металу.

Для зменшення негативного впливу повітряного зазору і суцільності між кокільними напівформами випробовували замазку вертикальної щілини сумішшю чавунної стружки з рідким склом. Незначне зменшення браку було зафіксовано. Більш ефективним виявились замазки з підвищеною теплоакумуючою здатністю, що складаються з латунної, бронзової та мідної стружки. Але відсутність гарячих тріщин на валках в зоні вертикального роз'єму забезпечила заварка внутрішньої поверхні роз'єму профільованих кокілів мідними електродами діаметром 3 мм за допомогою зварювального апарату постійного струму зворотної полярності і струмом 90-120 А.

Для зменшення технологічних операцій підготовки ливарної форми до заливання розплавом і збільшення швидкості відведення тепла від твердіючого металу в зоні вертикального роз'єму рекомендовано відливати кокіль із залитими по площині роз'єму постійними вставками з міді. Причому, форма торцевої поверхні вставки відповідає профілю калібрів чавунного кокілю. Також розроблені рекомендації щодо підвищення стійкості металу виливку до утворення гарячих тріщин. Робота по використанні всіх рекомендацій буде продовжена в умовах ДЗПВ.

УДК 669.715:66.067

Т. Г. Цір, А. Г. Вернидуб

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

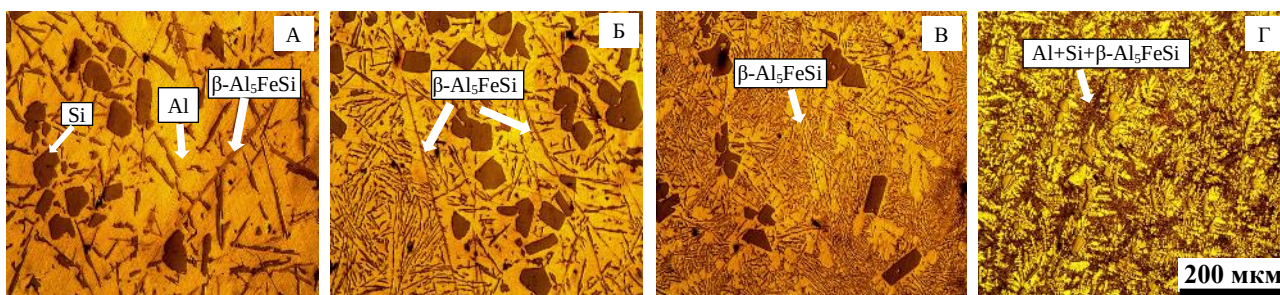
tarastsir@gmail.com

ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ, ЯК ФАКТОР ПІДВИЩЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА

Вплив заліза на заевтектичні сплави Al-Si має подвійний характер. Незважаючи на те, що залізо в основному вважається шкідливою домішкою, у літературі наводяться дані про його позитивну дію. На основі заліза утворюються термічно стабільні інтерметалідні фази [1], розширюючи температурний діапазон використання алюмінієвих виробів більше ніж до 350 °С [2], підвищуючи жароміцність заевтектичних сплавів Al-Si [3], сприяють ненасиченню сплаву залізом від металевої форми при литті під високим тиском [4]. Останнє пов'язано з утворенням потрібної евтектики Al-Si-Fe, що містить близько 0,8 масових відсотків заліза. З цієї причини для лиття під тиском рекомендовано підтримувати масову частку заліза в них на рівні від 0,8 % до 1,1 %. Нега-

тивні сторони присутності заліза, у заевтектичних сплавах Al-Si призводить до утворення крихких голчастих інтерметалідних фаз з розмірами, що досягають кількох сотень мікрметрів погіршуючи механічні властивості сплавів [5]. Велика кількість заліза (до 1,5 %) зазвичай у виливках, що вироблені з вторинних шихтових матеріалів. Для досягнення більш високих механічних характеристик таких виробів в роботі досліджено можливість керування складом і морфологією залізовмісних фаз зміною швидкості охолодження.

Дослідження проводилися на заевтектичному сплаві Al - 16,5 % Si з різними концентраціями заліза у масових частках 1,2 % та 3,0 %. Швидкість охолодження сплаву вираховувалася в проміжку часу від температури перегріву розплаву до температури ліквідус, що отримували з кривих охолодження. При додаванні заліза (масова частка 1,2 %) в сплаві утворюються кристали первинної β -фаза, протяжність якої сягає від



а – 0,97 °C/c; б – 50 °C/c; в – 59 °C/c; г – 181 °C/c;

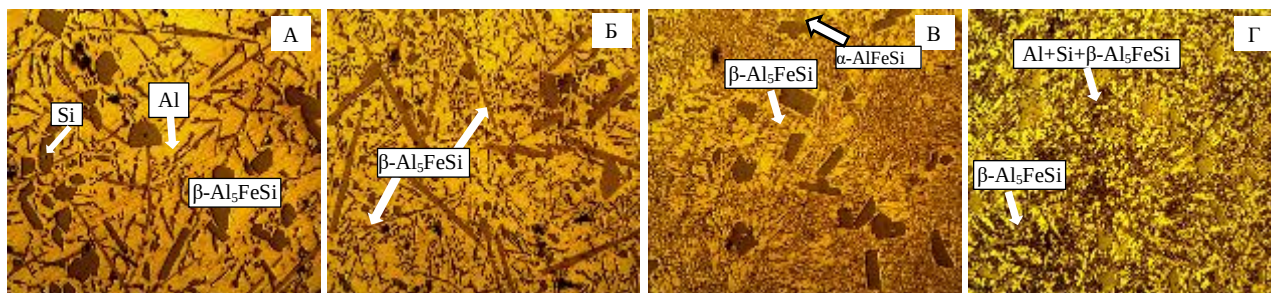
Рис.1 - Мікроструктури сплаву Al – 16,5 % Si з масовою часткою заліза 1,2

% отриманих при різних швидкостях охолодження

250 мкм до 750 мкм при швидкостях охолодження 0,97; 50,0 °C/c (рис. 1. а, в). При швидкості понад 59 °C/c відбувається зміна механізму формування евтектики, [6] та зменшення розміру структурних складових – залізовмісна β -фаза зменшується до довжини від 50 мкм до 100 мкм, її товщина трішки більша за товщину евтектичного кремнію (рис. 1 г). При швидкостях більше 100 °C/c розмір β -фаза зменшується до 15 мкм-20 мкм та основному вона входить до складу потрійної евтектики Al + Si + β -iFeSiAl5 (рис. 1 г), що підтверджується металографічним аналізом і температурою солідус (вища на 5 °C) дані отримані з кривої охолодження.

При масовій частці заліза 3,0 % і швидкостях охолодження 0,97; 50,0 °C/c (рис. 2 а, б,) розмір первинної β -фаза сягає до 300 мкм. При швидкостях 59,0 °C/c її розмір в середньому складає 45 мкм. З'являються одиничні кристали компактної форми залізовмісної α -фази (α -AlFeSi) діаметром від 40 до 50 мкм (рис. 2 в). При значних швидкостях охолодження структура «посічена» тонкими кристалами β - фази, що утво-

рилися як за первинною, так евтектичною реакціями розпаду рідини. Їх розмір в довжину може досягати 350 мкм, товщина не перевищує 5 мкм (рис. 2 г), що значно менше ніж при швидкостях охолодження 0,97; 2,4; 50,0 °C/c, де їх товщина ~ 15 мкм. При швидкості понад 100 °C/c помітно збільшилася об'ємна частка первинних кристалів фази α -AlFeSi, які мають форму злегка розгалужених дендритів. Під дією заліза змінюється морфологія дендритів твердого розчину на основі алюмінію. Збільшення масової частки заліза від 1,2 % до 3 % призводить до зменшення ступеня їх розгалуженості – утворюються кристали більш компактної форми.



а – 0,97 °C/c; б – 50 °C/c; в – 59 °C/c; г – 181 °C/c;

Рис.2 - Мікроструктури сплаву Al – 16,5 % Si з масовою часткою заліза 3,0 % отриманих при різних швидкостях охолодження

Легування алюмінієво сплаву з масовою часткою кремнію 16,5 % залізом привело до збільшення його твердості і тим більшого, чим вище концентрація заліза. Так при 3,0 масових частках заліза та швидкості охолодження $\geq 59,0$ °C/c твердість змінюється в діапазоні від 79 одиниць HB до 90 одиниць HB. Цей показник на 20 одиниць більший порівняно зі сплавом Al - 16,5 % Si без заліза і від 20 одиниць HB до 25 одиниць HB вищий ніж у сплаві з масовою часткою заліза 1,2 % (рис. 3).

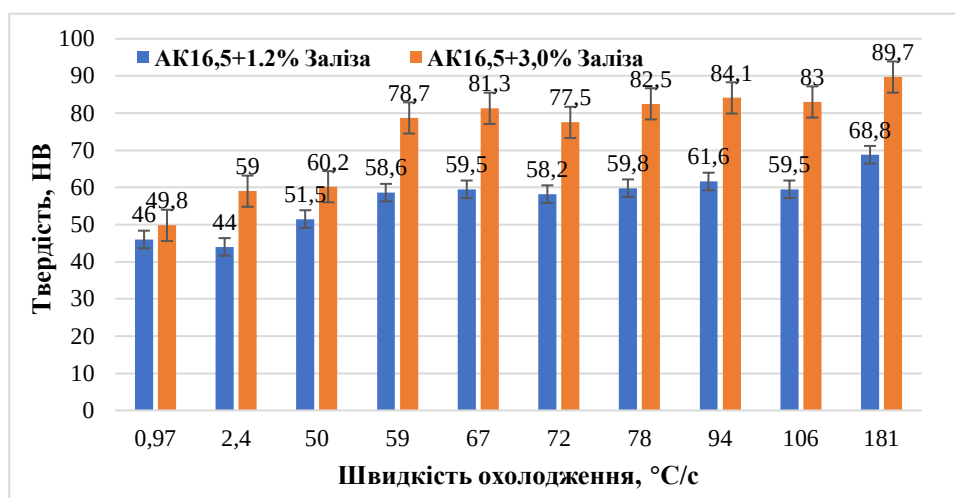


Рис. 3 - Залежність твердості від швидкості охолодження для сплаву Al - 16,5 % Si з масовими частками заліза 1,2 % та 3,0%

Таким чином, експериментально показано позитивний вплив швидкості охолодження на мікроструктуру, зменшення розміру β -залізовмісної фази і відповідно на механічні характеристики силуміну з масовою часткою кремнію 16,5 %. Керуючий одним параметром – швидкістю охолодження можна знизити негативну дію заліза, пов'язану з утворенням голкоподібної у перерізі фази β -FeSiAl₅.

Список літератури

1. Manasijevic S. Thermal analysis and microscopic characterization of the piston alloy AlSi13Cu4Ni2Mg / Manasijevic S., Radisa R., Markovic S., Acimovic-Pavlovic Z., Raic K. // Intermetallics. - 2011. - Vol. 19. - P. 486–492. DOI:[10.1016/j.intermet.2010.11.011](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.11.011)
2. Lin C. Effects of ultrasonic vibration and manganese on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-Si alloys with 2% Fe / Lin C., Wu S., Lü S., An P., Wan L. // Intermetallics. - 2013. - Vol. 32. - P. 176–183. DOI:[10.1016/j.intermet.2012.09.001](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.09.001)
3. Chong Lin. Effect of ultrasonic vibration on Fe-containing intermetallic compounds of hypereutectic Al-Si alloys with high Fe content / Chong Lin, Shu-Sen Wu, Zhong Gu, Wan Li, Ping An. // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. - 2013. - Vol. 23. - P. 1245– 1252. DOI:[10.1016/S1003-6326\(13\)62589-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(13)62589-3)
4. Jiang Yehua Effect of manganese on the Fe-rich phases in AL-22Si-2Fe alloy by cooling slope / Jiang Yehua, Li Lu, Zhou Rong, Zhou Rongfeng, Wang Jia // Solid State Phenomena. - 2015. - Vol. 21. - P. 37–44. DOI:[10.4028/www.scientific.net/SSP.217-218.37](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.217-218.37)
5. Shabestari G., Parshizfard E. Effect of semi-solid forming on the microstructure and mechanical properties of the iron containing Al-Si alloys / Shabestari G., Parshizfard E. // J. Alloys Compd. - 2011. - Vol. 509. - P. 7973–7978. DOI:[10.1016/j.jallcom.2011.05.052](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.05.052).
6. Цір Т. Г. Вплив швидкості охолодження розплаву на мікроструктуру заевтектичних силумінів / Цір Т. Г. // Збірник тезисів до XIX Міжнародної науково-практичної конференції «ЛИТВО 2023». 2023. С. 221-223.

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ AL-SI СПЛАВІВ, ЛЕГОВАНИХ ЗАЛІЗОМ

Заевтектичні сплави системи Al–Si широко використовуються для виготовлення поршнів у двигуни внутрішнього згорання тому, що вони мають низький коефіцієнт теплового розширення, привабливу ливарну здатність, високу зносостійкість і покращені механічні властивості. Одним з елементів, що майже завжди присутній в сплаві, є залізо (Fe), хоча інколи це розглядається як шкідлива домішка, а інколи додавання заліза може призвести до утворення Al_9FeNi , що сприяє підвищенню жароміцності сплаву. Оскільки розчинність заліза в алюмінію є відносно низькою, більшість заліза існує як утворення окремих інтерметалідних сполук. Зменшення шкідливого впливу залізу, у вигляді крихкої β -фази, вирішується додаванням марганцю для утворення компактної α - $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$ фази.

Зміна морфології та розміру кремнію як первинної фази, що утворюється в заевтектичних алюмінієвих є одним з важливих питань для фундаментальних досліджень. В даній роботі встановлювався вплив значного відсотка заліза (3,0 % масових) на морфологію та розмір первинного кремнію.

Експерименти проводилися з використанням заевтектичних сплавів Al - 16,5 % (AK16,5) та Al - 25 % Si (AK25) леговані залізом (3,0 мас.%). Марганець додавали в кількості необхідній щоб отримати співвідношенні $Mn/Fe = 0,7...0,85$ для не утворення шкідливої залізовмісної β -фази. Технологічним параметром, що змінювався, була швидкість охолодження (діапазон від 1,0 до 30,0 °C/c, що визначали в межах T_L до T_S). На рис.1 показано мікроструктури дослідних сплавів з легуванням та без легування залізом, при різних швидкостях охолодження. На рис.1, для рядків I та II (сплав AK16,5) швидкість охолодження 1,0 (а); 10 (б); 18 (в) °C/c для рядків III та IV (сплав AK25) швидкість охолодження 1,0 (а); 14 (б); 26 (в) °C/c, така різниця пов'язана з теплофізичними відмінностями даних сплавів.

Мікроструктури наведено на рис.1 з масовою часткою заліза 3,0 % (рядки II та IV) демонструють загальну тенденцію, для обох сплавів - зменшення розміру первинного кремнію. Так, розмір первинних кристалів кремнію поліедричної форми, для

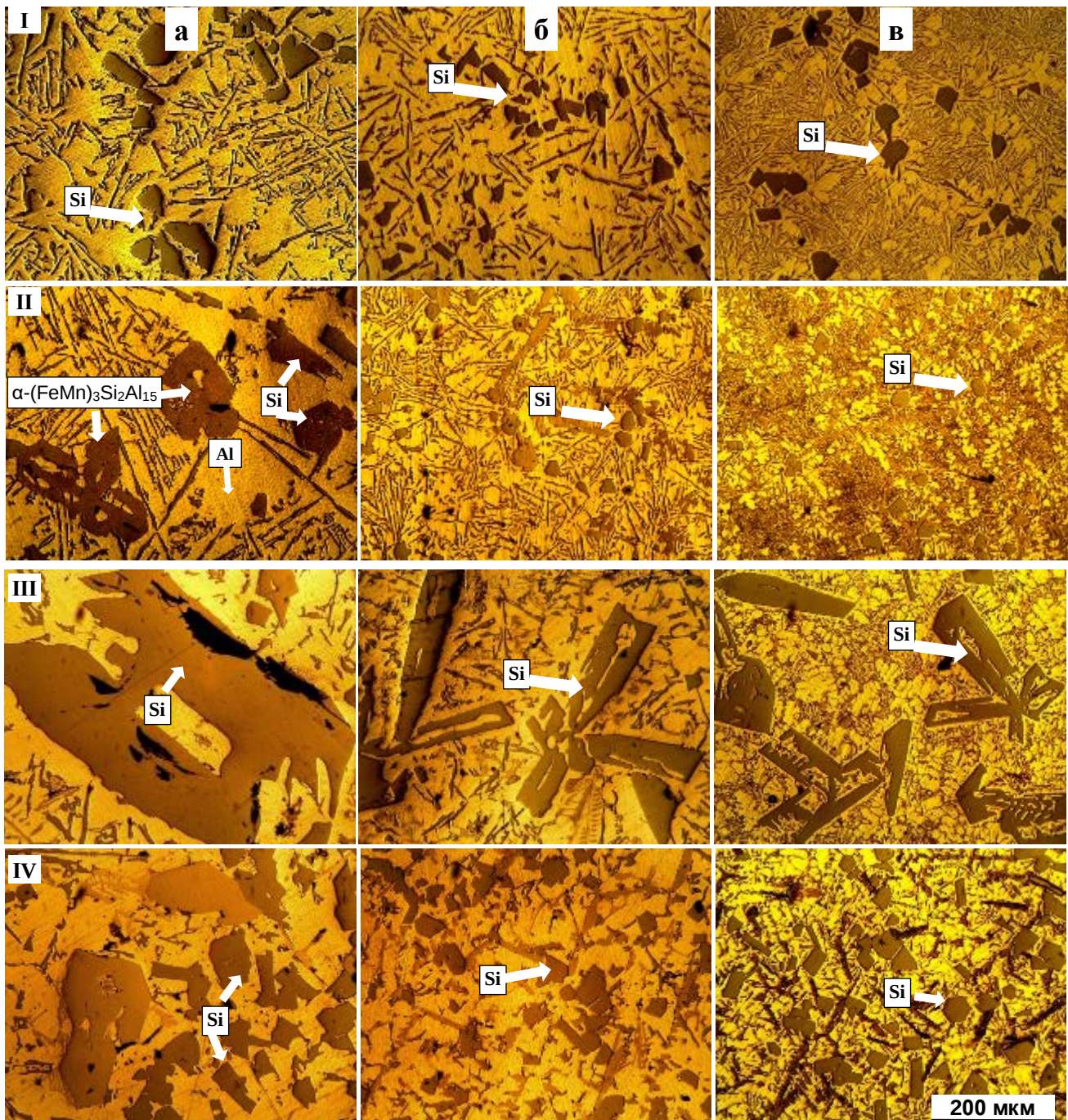


Рис. – 1 Мікроструктура сплавів Al-16,5 % Si (AK16,5) (рядки I та II) та Al-25 % Si (AK25) (рядки III та IV) з масовою часткою заліза 3,0 % (рядки II та IV). Рядки I та III – вміст заліза 0,32 % та 0,56 %. Рядки I та II (сплав AK16,5) швидкість охолодження 1,0 °C/c (а); 10 °C/c (б); 18 °C/c (в). Рядки III та IV (сплав AK25) швидкість охолодження 1,0 °C/c (а); 14 °C/c (б); 26 °C/c (в).

сплаву AK16,5 з вмістом заліза 3,0% зменшується від 80 мкм до 28 мкм, а розмір при мінімальному вмісті заліза зменшується від 75 до 38 мкм в досліджуваному діапазоні швидкостей охолодження. Щодо сплаву AK25 то високий вміст кремнію і незначний вміст заліза (0,52 %) приводить до появи первинного кремнію різної морфології як компактної так і розгалуженої морфології, спостерігається значний розмір п'ятипроміневих

кристалів кремнію, розмір яких змінюється від 410 мкм при швидкості 1,0 °C/с до 150...250 мкм для всіх інших швидкостей охолодження. Високий вміст залізу 3,0 %, позитивно вплинув на розмір первинного кремнію поліедричної морфології, середній розмір зменшився від 85 мкм при швидкості 1,0 °C/с до 35...45 при всіх інших швидкостях, що вдвічі менше в порівнянні з кристалами кремнію поліедричної форми, при низькому вмісті заліза (0,52 мас.% Fe) де розмір становив 90...130 мкм. Ще одним позитивним моментом підвищення вмісту заліза є відсутність п'ятипроміневих кристалів кремнію значного розміру різних при всіх швидкостях охолодження. Слід зауважити, що швидкість охолодження виконує якісну підсилюючу дію для отримання дрібних первинних кристалів кремнію.

Отже, високий вміст заліза може виконувати роль елемента, що подрібнює кристали первинного кремнію та не уможливорює появу кремнію значного розміру та розгалуженої морфології. Такий ефект можливо об'яснити, що первинна залізовмісна фаза кристалізується паралельно появі первинних кристалів кремнію. Процес вивчення зародження та формування залізовмісної фази у заевтектичних алюмінієвих сплавів є наукоємним і вимагає подальших детальних досліджень.

UDK 621.729.92

Yu. G. Chabak^{1,2}, E. A. Barma¹, V. G. Efremenko^{1,2}, I. M. Olejnik¹

¹Pryazovskyi State Technical University, Dnipro, Ukraine

²Institute of Materials Research of Slovak Academy of Science, Kosice, Slovakia
julia.chabak25@gmail.com

LASER SURFACE MODIFICATION OF POWDER MANUFACTURED STEEL FOR COLD WORK TOOL

The current study delves into the impact of laser processing on the resulting microstructure and the corresponding hardness characteristics of K390 powder steel, a material commercially available from Böhler. This specific steel grade is employed in the fabrication of tools for cold stamping applications, as highlighted in [1, 2]. The chemical composition of the investigated steel is as follows: 2.3 % C; 0.5 % Si; 4 % Cr; 1.8 % Mo; 8-9 % V; 0.8-1.0 % W; 1-1.5 % Co. Prior to the laser surface treatment, the steel samples underwent a stand-

ard industrial heat treatment procedure. This process involved austenitization at a high temperature of 1180 °C followed by quenching using oil as the quenching medium. Subsequently, a triple tempering process was performed at 500 °C to achieve the desired initial microstructure and hardness. Following this heat treatment, the measured hardness of the steel was recorded as 763 ± 3 HV₂₀. Microstructural analysis revealed a metallic matrix primarily contained the coarse spheroidal carbides of the (V,Mo,W,Cr)C type, with their size ranging from 0.3 to 3 µm. Additionally, the matrix consisted of acicular martensite, characterized by its needle-like morphology, with dispersed fine carbides preferentially located along the grain boundaries. The average grain diameter of this initial microstructure was observed to be within the range of 3 to 12 µm (as illustrated in Figure 1a).

The surface modification processing of the steel was executed using a "TruFiber 400" laser system manufactured by TRUMPF, which operates at a wavelength of 1064 nm. The laser processing parameters were carefully controlled to avoid surface melting. These parameters included a laser power of 400 W, a laser spot diameter of 0.6 mm, a 50 % overlap between adjacent laser scan tracks, and a scanning speed of 30 mm/s.

After the laser processing, significant structural alterations were observed extending to a depth of 220 to 240 µm where the modified layer appeared (Figure 1b). In the region very close to the treated surface, specifically within the first 20 to 40 µm, the microstructure revealed the presence of oxides in the form of spherical inclusions, with their diameter measuring up to 1 µm. The oxide nature of these inclusions was unequivocally confirmed through microstructural examination using the back-scattered electron imaging mode and further corroborated by the elemental analysis obtained via energy-dispersive X-ray spectroscopy. In this oxide-containing zone near the surface, a reduction in hardness was measured, yielding a value of 643 ± 36 HV₂₀. It is hypothesized that oxides were inherited from an oxide layer that formed on the steel surface during the initial bulk heat treatment.

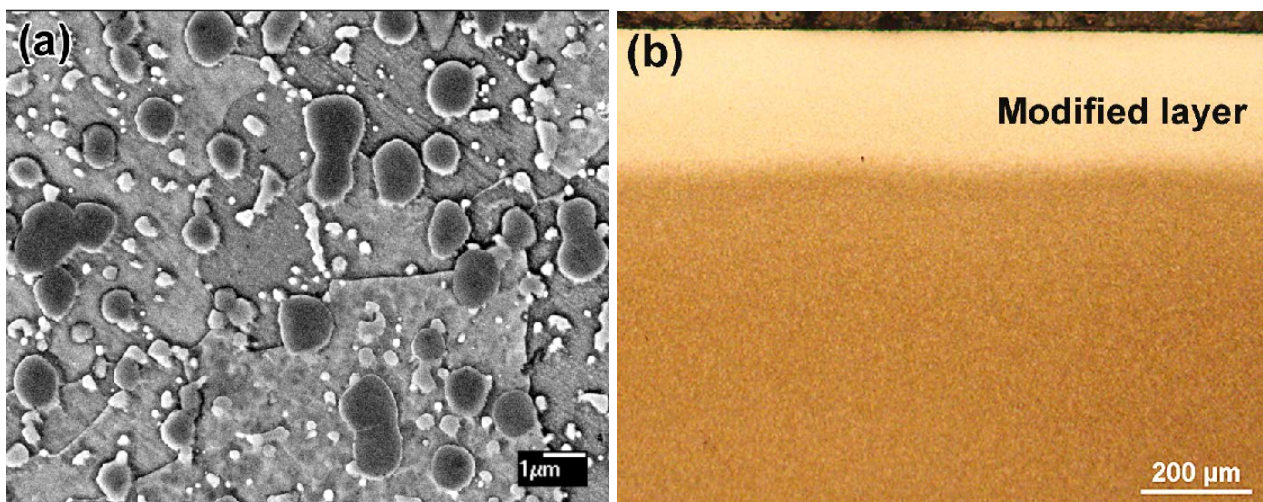


Figure 1 – Microstructure of K390 steel: (a) initial state, (b) after laser modification.

At a greater distance from the laser-treated surface, the microstructure exhibited vanadium carbides that retained the original size and shape, indicating their stability during the laser process. However, the surrounding matrix displayed a more uniform pattern, lacking the distinct acicular morphology that is characteristic of martensite. Notably, the hardness in this deeper zone showed a significant increase to 855 ± 14 HV₂₀. This value surpasses the hardness of the conventionally heat-treated microstructure. A plausible explanation for this hardness increase is the partial dissolution of fine secondary carbides during the rapid laser heating. It would lead to an increased concentration of carbon and alloying elements within the martensitic matrix, thereby enhancing its hardness.

References

1. Böhler K390 Microclean. <http://www.bohler-edelstahl.com>.
2. Sturm R., Stefanikova M., Petrovic D. S. Influence of pre-heating on the surface modification of powder-metallurgy processed cold-work tool steel during laser surface melting // Applied Surface Science. – 2015. – vol. 325. – P. 203-210.

УДК 621.74:66.065.5

УДК 621.746.6:62-433.5

**О. А. Шаповалов, А. А. Севоян, С. Д. Євтушенко,
О. В. Масалітіна, О. В. Акімов, Лі Цзінтао**
Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

МЕТОДИКА ОТРИМАННЯ БІМЕТАЛІЧНИХ ВИЛИВКІВ НА ОСНОВІ ТИТАНУ ТА ЧАВУНУ

Метою цього дослідження є розробка технологічної схеми отримання біметалічних виливків на основі титанової вставки та розплаву чавуну, а також забезпечення умов формування міцного металевго зв'язку між ними. Основою методики є послідовне виконання операцій нагріву, нанесення проміжного покриття, заливки та термообробки з використанням спеціалізованої експериментальної установки.

Процес починається з включення печі опору та нагрівання титанової вставки до температури 250–300°C. При досягненні цього температурного рівня робочу камеру печі подається аргон, що запобігає інтенсивному окисленню титанового сплаву. Контроль температури здійснюється за допомогою контактної термопари, пов'язаної з автоматичним потенціометром.

При подальшому нагріванні вставки до 400°C включається високочастотний генератор, що запускає процес розплавлення металу для проміжного покриття в тиглі, розміщеному у індукторі, що водоохолоджується. Температура контролюється оптичним пірометром. Після досягнення потрібних температур вставка за допомогою електроприводу занурюється в розплав, де витримується певний час, потім витягується та охолоджується в інертній атмосфері.

Наступний етап передбачає повторне нагрівання титанової вставки, вже з нанесеним покриттям, і заливання її розплавом чавуну. Для цього вставка закріплюється в оболонці, що розміщується усередині сталевий гільзи. Температура вставки піднімається до 700–800 °C. Паралельно відбувається заміна індуктора та встановлення тигля для чавуну з литниковим отвором у кришці. Розплавлення чавуну виконується до температури 1350-1600 °C, після чого оболонка зі вставкою опускається і герметично з'єднується з тиглем. Розплав під тиском заповнює форму, забезпечуючи щільний контакт із титановою вставкою.

Після витримки припиняється подача тиску та гільза піднімається. Завершальним етапом є термічна обробка отриманих біметалічних зразків: зразок міститься в піч і витримується в атмосфері аргону при температурі 850-930°C протягом однієї години. Потім здійснюється контрольоване охолодження до 300°C, після чого подача аргону відключається і зразок остигає разом з піччю.

Результатом дослідження стало формування стійкої методики отримання біметалічних сполук з використанням простої та зручної експериментальної установки. Методика базується на таких ключових положеннях:

- характеристики міцності металевого зв'язку в системі чавун - титановий сплав можуть бути оцінені за допомогою випробувань зразків на розрив.
- зразки формуються заливкою литої титанової вставки розплавом чавуну під тиском.
- всі технологічні етапи реалізуються за допомогою установки, що включає нагрівальну піч, індукційний тигель та підйомний пристрій.

Таким чином, запропонований спосіб забезпечує надійне отримання біметалічних зразків з необхідними фізико-механічними властивостями і може бути використаний у рамках наукових та виробничих завдань, пов'язаних із розробкою перспективних конструкційних матеріалів.

УДК 621.746.6:62-433.5

І. О. Шевченко, С. Д. Євтушенко, П. С. Пензєв,

О. В. Масалітіна, О. В. Акімов

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», Харків

ВИБІР ВІДНОВНИКА ОКСИДУ ТИТАНУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ МІЦНОСТІ ЗВ'ЯЗКУ В БІМЕТАЛІЧНІЙ КОМПОЗИЦІЇ ЧАВУН – ТИТАНОВИЙ СПЛАВ

Якісне утворення металевого зв'язку в біметалічних виливках, що містять титанові вставки та чавунні оболонки, залежить від властивостей проміжного шару. Основними проблемами при з'єднанні титану та чавуну є низька взаємна розчинність цих металів та утворення крихких інтерметалевих сполук на межі розділу, що суттєво знижує міцність усієї композиції. Для усунення цих недоліків необхідно застосування проміжного покриття, здатного одночасно покращити змочуваність та запобігти утворенню крихких фаз.

Одним із ефективних шляхів підвищення змочуваності є нанесення відновлювальних покриттів, здатних видаляти оксидну плівку з поверхні титанової вставки. Теоретичні та експериментальні дані підтверджують, що відновлення оксидів титану можливе при взаємодії з металами, що мають більш високу спорідненість до кисню. Це визначається величиною термодинамічного потенціалу: що він негативніший, то вище здатність металу виступати у ролі відновника.

Аналіз діаграм термодинамічних потенціалів показує, що такими відновниками можуть бути алюміній, кальцій та магній. Розрахунки підтверджують, що з термодинамічної точки зору алюміній має найбільшу активність при відновленні оксидів титану, випереджаючи магній та кальцій.

Однак, крім термодинамічних параметрів, необхідно враховувати технологічні та економічні обмеження. Так, застосування кальцію пов'язане з високою вартістю, а також його схильністю до активного поглинання азоту, що ускладнює технологічний

процес. Магній, незважаючи на відносну доступність, не забезпечує повного відновлення до металевого титану при прийнятних температурах, обмежуючись перетворенням на TiO . У свою чергу, алюміній, хоч і виявляє високу відновлювальну активність, утворює з титаном сплав, з якого видалення алюмінію є скрутним, а вміст залишкового кисню залишається високим.

Таким чином, жоден із традиційних відновників не демонструє повної відповідності вимогам щодо забезпечення міцного та чистого металевого зв'язку між титаном та чавуном. Застосування алюмінію, кальцію або магнію призводить до утворення небажаних сполук, або до неповного відновлення оксиду титану. Це вимагає пошуку нових технологічних рішень, таких як використання модифікованих покриттів, комбінованих відновлювальних агентів або зміни умов покриття.

На основі проведеного аналізу можна сформулювати основні вимоги щодо проміжного покриття:

- Підвищення змочуваності титанової вставки розплавом чавуну.
- Запобігання утворенню крихких інтерметалевих з'єднань на межі контакту.

Пошук та розробка нових складів для проміжних покриттів залишається актуальним завданням, особливо з урахуванням необхідності поєднувати термодинамічну ефективність із технологічністю, економічністю та стабільністю результату.

Поверхнева активність твердого металу, а отже, і його змочуваність, можуть бути значно поліпшені хімічною обробкою. У процесі такої підготовки на поверхню твердого металу наносяться галогенні плівки. Таким чином, наявність третього середовища, а саме флюсів, в процесі змочування дозволяє значно поліпшити поверхневу активність твердого металу.

В якості флюсів найчастіше використовуються суміші галогенідних солей різних металів. Більш того, для титанових сплавів рекомендується використовувати безкисневі фтористі фторини сухої грануляції.

Галогенідну плівку отримували шляхом занурення вставки в розплавлені солі: покриття має нерівномірний характер, товщина коливається від 0,5 до 2 мм. При витримуванні титанової вставки з галогенідним покриттям в розплаві чавуну при температурі 1350-1400 °C до повного охолодження зразка флюсова плівка не плавиться, а в зоні контакту вставки і розплаву не відбувається плавлення.

МЕТОДИ ВИГОТОВЛЕННЯ ВІДЛИВОК ЛИТИХ РОБОЧИХ КОЛІС НАСОСІВ

Робоче колесо насоса є одним із ключових елементів гідравлічної системи, від якого залежить ефективність та надійність агрегату. Виготовлення литих робочих коліс вимагає точного дотримання технологічних процесів та вибору оптимального методу лиття, що забезпечує необхідну форму, міцність та герметичність виробу. У практиці лиття застосовують кілька методів виробництва таких деталей. Вибір методу лиття безпосередньо залежить від вимог ДСТУ 26645-85, який регламентує допуски розмірів, маси та припуски на механічну обробку для литих заготовок. Нижче розглянуто основні їх.

Лиття в сирі піщано-глинисті форми (ПГС). Даний метод є традиційним та широко поширеним у ливарному виробництві. Суть методу полягає в тому, що форма виготовляється в основному із суміші кварцового піску, глини та води. Суміш зволожується, набуває пластичності і ущільнюється навколо модельного оснащення. Після вилучення моделі форму заливають розплавленим металом. Переваги методу полягають у низькій вартості матеріалів, простоті формування та швидкій підготовці одиничних та дрібносерійних виробів. До недоліків методу відносяться висока пористість виливків, обмежена точність та шорсткість поверхні, а також ймовірність газовиділення через наявність вологи у формі. Даний метод рекомендується для виготовлення великих та середніх робочих коліс насосів, у тих випадках, коли висока точність не є критично важливою. Відповідно до вимог ДСТУ 26645-85, лиття в ПГС забезпечує 11–12 клас точності. На розмір 100 мм допуск похибки складає інтервал 5 мм, тобто 97,5–102,5 мм, а припуски на механічну обробку рекомендується призначати в межах 5–6 мм на бік, для робочих коліс діаметром від 300 мм [1].

Лиття в холоднотвердіючі суміші (ХТС). Суть методу полягає у виготовленні ливарної форми із спеціальної суміші кварцового піску, смоли, затверджувача або каталізатора, яка твердне без термічної обробки при кімнатній температурі. Суміш ущільнюється навколо моделі, після чого відбувається її твердіння - форма стає готовою до заливки розплавленим металом [2]. До переваг даного методу відноситься більш висока точність розмірів та гладкість поверхні виливків порівняно з піщано-глинистими

формами, висока міцність форм, а також можливість автоматизації виробничого процесу. До недоліків методу можна віднести більш високу вартість матеріалів та необхідність дотримання заходів захисту навколишнього середовища через шкідливі складові смоли, що виділяються при заливці металу [3]. Цей метод широко застосовується для дрібно- та середньосерійного виробництва литих робочих коліс насосів, особливо в тих випадках, коли потрібно забезпечити підвищену точність геометрії та чистоту поверхні виливків. Відповідно до вимог ДСТУ 26645-85, лиття в холоднотвердіючі суміші забезпечує отримання виливків з 9–10 класом точності. На розмір 100 мм допуск похибки складає інтервал 3 мм, тобто 98,5-101,5 мм., а припуски на механічну обробку рекомендується призначати в межах 3-4 мм на бік, для робочих коліс діаметром до 300 мм.

Лиття в кокіль. Кокіль є багаторазовою металевою формою, в яку заливається розплавлений метал. Охолодження виливка відбувається завдяки високій теплопровідності стін кокіля, що забезпечує формування щільної структури металу та високу якість поверхні. До переваг методу належать висока точність розмірів та їх повторюваність, міцна та однорідна структура виливків, а також мінімальні припуски на подальшу механічну обробку. До недоліків методу відносяться висока вартість виготовлення кокілю, обмеження за складністю геометрії деталей, а також обмеження за температурою сплаву, що заливається. Лиття в кокіль широко використовується в масовому виробництві малих та середніх робочих коліс насосів, особливо якщо виріб виготовляється з алюмінієвих або мідних сплавів. Відповідно до вимог ДСТУ 26645-85, лиття в кокіль забезпечує отримання виливків з 5-7 класом точності. На розмір 100 мм допуск похибки складає інтервал 1 мм, тобто 99,5-100,5 мм, а припуски на механічну обробку рекомендується призначати в межах 1,5-2,5 мм на бік, для робочих коліс діаметром до 300 мм.

Точне лиття за моделями, що витоплюються (ЛВМ). Для цього методу використовується воскова модель, яка покривається вогнетривким матеріалом (шлікером) [4]. До переваг методу відносяться дуже висока точність розмірів, відмінна якість поверхні виливків, можливість виготовлення складних та тонкостінних конструкцій, а також мінімальні припуски на подальшу механічну обробку. До недоліків відносяться висока трудомісткість процесу, дорожнеча обладнання та обмеження за габаритами виробу - метод не підходить для великих деталей. Цей метод рекомендований для виробництва високоточних робочих коліс насосів складної геометричної форми, які експлуатуються у відповідальних вузлах та агрегатах. Відповідно до вимог ДСТУ 26645-85, то-

чне лиття за моделями, що виплавляються, забезпечує отримання виливків з 3–5 класом точності. На розмір 100 мм допуск похибки складає інтервал 0,3 мм, тобто 99.85-100,15, а припуски на механічну обробку рекомендується призначати в межах 1-1,5 мм на бік, для робочих коліс діаметром до 300 мм.

Усі розглянуті методи виготовлення виливків литих робочих коліс насосів мають свої технічні та економічні переваги. Однак аналіз показав, що для робочих коліс діаметром більше 300 мм доцільніше використовувати метод ХТС. Цей метод забезпечує високу точність виливків, відмінну чистоту поверхні, стабільну якість виробів, а також дозволяє скоротити обсяги механічної обробки та прискорити виробничий цикл. Лиття в ХТС підходить як для одиничного, так і для серійного виробництва та дає можливість впровадження сучасних автоматизованих процесів формування. Крім того, однією з ключових переваг ХТС є те, що метод дозволяє успішно відливати робочі колеса насосів з різних сплавів, таких як алюміній, бронза, чавун, сталь. Незалежно від обраного сплаву, для ХТС можна оптимально спроектувати літникову систему, що забезпечить отримання якісних виливків із мінімальною кількістю дефектів [5] .

З урахуванням всіх техніко-економічних показників, лиття в ХТС є найбільш оптимальним та універсальним методом виготовлення більшості типів робочих коліс насосів діаметром більше 300мм, особливо на підприємствах, орієнтованих на стабільну якість та рентабельне виробництво.

Література

1.Шелепко П. В. Виготовлення модельного комплексу оснастки в сучасному ливарному виробництві [Електронний ресурс] / [П. В. Шелепко, О. І. Пономаренко, М. М. Воробйов.](#) // Литво. Металургія. 2024 : матеріали 20-ї, 13-ї Ювілейної Міжнар. наук.-практ. конф., 28-30 травня 2024 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.]; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані.–Харків;Київ,2024.–С.283-284

2. Olga Ponomarenko, Nataliia Yevtushenko, Tatiana Lysenko, Vitalii Voronets, Stepan Yevtushenko, Pavlo Shelepko & Mikhailo Vorobyov. Operation Control of Melting Furnaces in Foundry Workshops Using Simulation Models. In: Cioboată, D.D. (eds) International Conference on Reliable Systems Engineering (ICoRSE) - 2024. ICoRSE 2024. Lecture Notes in Networks and Systems, vol 1129. Springer, Cham.

3. Євтушенко Н. С. Використання 3D-технологій для вдосконалення процесу лиття / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Масалітіна О. В. // Неметалеві вкrapлення і гази у ливарних сплавах : зб. тез 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 26-27 листопада

2024р. / відп. ред. В. Г. Іванов ; Нац. ун-т "Запорізька політехніка". – Запоріжжя, 2025. – С. 122-124.

4. Пономаренко О. І., Радченко О. О., Євтушенко Н. С. Системний підхід до вирішення інженерної проблеми зниження газонасиченості сталі // Нові технології в машинобудуванні : матеріали тридцять четвертої Всеукр. конф., 4-7 вересня 2024, Харків, Україна : зб. наук. праць / Національний аерокосмічний університет ім. М. Є. Жуковського "ХАІ". – Харків : ХАІ, 2024. – С. 51-53.

5. OI Ponomarenko, SD Yevtushenko, NS Yevtushenko, TV Berlizieva, MM Vorobiov. Robust methods for controlling casting processes and the quality of castings. /4th International Conference on Sustainable Futures: Environmental, Technological, Social and Economic Matters (ICSF-2023) 22/05/2023 - 26/05/2023 Kryvyi Rih, Ukraine, 2023 IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci. 1254 012007
DOI 10.1088/1755-1315/1254/1/012007

УДК 621.74.046

**О. Й. Шинський, І. А. Шалевська, П. Б. Калюжний,
Ю. Г. Квасницька, О. В. Нейма, А. В. Шалевський**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

into66@ukr.net

ОСОБЛИВОСТІ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ОДЕРЖАННІ РІЗНОВИДІВ АРМОВАНИХ СТАЛЕВИХ ОБОЛОНКОВИХ КОНСТРУКЦІЙ

Створення науково обґрунтованих новітніх технологій виготовлення оболонкових литих конструкцій з високими функціональними властивостями є актуальною задачею. Такі конструкції можуть виготовлятися методом лиття за моделями, що газифікуються, з використанням армувальних металевих та неметалевих матеріалів. Внутрішнє армування комбінованими неметалевими і металевими наповнювачами оболонкових литих конструкцій дозволяє зменшити вагу виробу та надати йому спеціальних властивостей, що дає можливість використовувати у захисних спорудах та пристроях.

Метою роботи було встановлення особливостей процесів заливання і тверднення різновидів сталевих оболонкових конструкцій, які армовано металевими і неметалевими матеріалами.

Для одержання сталевих оболонкових литих конструкцій з неметалевим та металевим функціональним наповнювачем запропоновано такі різновиди:

1 – стальова оболонка, що заповнена неметалевим функціональним матеріалом;

2 – стальова оболонка з неметалевим функціональним матеріалом, який армований металевими елементами, що водночас поєднують оболонку і функціональний матеріал;

3 – стальова оболонка з неметалевим функціональним матеріалом, який армований шляхом твердіння в його каналах рідкого сплаву оболонки, що водночас поєднує оболонку і функціональний матеріал.

Дослідження впливу армованих сталевих елементів і армування безпосередньо з рідкого сплаву оболонки на особливості гідродинамічних, тепломасообмінних процесів і тверднення при одержанні сталевих оболонкових конструкцій з функціональним наповнювачем литтям за моделями, що газифікуються, було проведено за допомогою комп'ютерного моделювання.

Результати моделювання гідродинаміки течії металу в порожнині форми з монолитним наповнювачем та з каналами, утвореними в наповнювачі, показали, що час заповнення порожнини форми в усіх випадках становить 7,3...7,5 с, тому що об'єм каналів в наповнювачі складає 3,5 % від загального об'єму комірки і суттєво не впливає на масову швидкість. Гідродинаміка заливання 1-го і 2-го різновидів оболонок не має суттєвих ознак. За наявності у функціональному матеріалі елементів з пінополістиролу характер заливання є подібним 1-му і 2-му. Відмінним є наявність процесів заповнення тонких каналів перетинком перерізом 4x4 мм.

Встановлено, що швидкість потоку рідкого металу в тонких каналах наповнювача залежить від величини газового тиску в каналах, який утворюється від термодеструкції пінополістиролу, та діє в порожнині форми на кожному з горизонтів розміщення каналів. Так, на початку циклу заповнення верхнього горизонту каналів швидкість потоку складає близько 2 см/с. Потім швидкість зростає до 4 см/с, а при кінці заповнення – до 8 см/с та залежить від зміни величини металостатичного напору в каналі. На початковій стадії течії металу в тонкому каналі створюються умови для створення максимального тиску газів, що пов'язано з максимальною масою пінополістиролу та відсутності площі фільтрації його газоподібних продуктів термодеструкції. В послідуючих етапах заповнення каналу маса полістиролу зменшується і утворюється зазор «метал – модель», що сприяє зниженню тиску газів і, відповідно, зростанню металонапору. Під час руху металу по тонких каналах висока швидкість сприяє їх за-

повненню, оскільки при малій швидкості може відбутися зупинка потоку через його охолодження.

При комп'ютерному моделюванні тепломасообміну під час охолодження та твердіння сталевих оболонок в контакт з неметалевим і металевими тілами та наповнювачами встановлені відмінні особливості від умов аналогічних процесів лиття в традиційні піщані форми. Наявність армувального функціонального матеріалу з різновидами металу, або з рідкої фази металу оболонки впливають на процеси тверднення виливка. Металева арматура у функціональному наповнювачі виконує роль холодильника і скорочує час тверднення оболонки виливка на 11 с. За умов армування функціонального матеріалу з рідкої фази металу оболонки, який твердне досить швидко (12 с) і частково охолоджує виливок, час тверднення виливка зменшується лише на 6 с.

При заливанні та твердненні металу за наявності у функціональному наповнювачі твердотільної арматури або армування з рідкої фази металу оболонки зростає швидкість прогрівання функціонального наповнювача. У відповідності до температурного поля функціонального прошарку з твердотільною арматурою час його нагріву до максимальної температури 1050 °C становить 130 с. Нагрівання функціонального прошарку, армованого з рідкої фази матеріалу оболонки, до максимальної температури 1150 °C відбувається за час 100 с. Однак нагрів неармованого функціонального матеріалу до максимальної температури 850 °C проходить за час 180 с. Тобто останні показники за аналогічними величинами в 1,2...1,4 рази і 1,4...1,8 разів нижчі в порівнянні з армованими функціональними матеріалами. Такі суттєві зміни у темпах нагріву і температури нагріву функціонального прошарку пов'язані з високим коефіцієнтом теплообміну армованих матеріалів (3000 Вт/(м²·°C)) у порівнянні з низьким коефіцієнтом теплообміну неметалевим функціональним матеріалом (500 Вт/(м²·°C)). За таких умов армовані елементи нагріваються до температури 850...950 °C (твердотільна арматура) та до температури 1400...950 °C (метал оболонки). При цьому утворюють вторинні теплові поля в межах двох сусідніх армуючих елементів, а параметри нагріву функціонального прошарку в тепловому полі, що утворено арматурою з рідкої фази металу, в 1,1 і 1,3 рази вищі в порівнянні з використанням твердотільної арматури. Таким чином кращі умови для спікання функціонального наповнювача створюються в 2му і 3му різновиді оболонок. Застосування армувальних металевих елементів і армування безпосередньо з рідкого сплаву оболонки дозволить підвищити характеристики порожнистих литих конструкцій з функціональними наповнювачами, які виготовляють методом лиття за моделями, що газифікуються.

Дані дослідження дають можливість спрогнозувати варіанти одержання якісних

порожнистих виливків у залежності від наявності різновидів армування у функціональному наповнювачі та визначити необхідні технологічні параметри. Наступним етапом досліджень буде перевірка цих показників при виготовленні дослідних виливків та проведення корегування технології.

УДК 669.15-194:539.378.6:620.17.002.61

**С. Я. Шипицин, В. Г. Новицький, Г. Є. Федоров, Т. В. Степанова,
Н. В. Кир'якова**

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
odus@ptima.kiev.ua

ТРИБОЛОГІЧНІ І ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИТИХ ГРАФІТИЗОВАНИХ СТАЛЕЙ, ЛЕГОВАНИХ ВАНАДІЄМ, АЗОТОМ, МІДДЮ

Підвищення надійності та довговічності машин та механізмів безпосередньо пов'язане з підвищенням трибологічних характеристик вузлів тертя. Це можна досягти за рахунок підвищення зносостійкості матеріалів пари тертя та застосування більш досконалих композицій мастильних матеріалів. Однак, вимога підвищення потужності, що передається через вузли тертя, викликає необхідність використання також сплавів з твердим мастилом, яке безпосередньо розташовується в матриці сплаву - матричне мастило. Перевагою твердих мастил, у порівнянні з мастилами звичайних типів є те, що вони надзвичайно стабільні у важких умовах експлуатації.

Найбільші переваги з погляду сприйняття навантаження та реалізації механізму самозмащування показують макрогетерогенні псевдосплави [1, 2, 3]. Метою даного дослідження є визначення механізмів і закономірностей впливу легування заєвтектоїдних графітизованих сталей азотом і ванадієм на ефективність підвищення їх зносостійкості в різних умовах зношування внаслідок «твердого змащування» графітом і мідистою фазою із збереженням і, навіть, підвищенням рівня їх конструкційної міцності та зносостійкості.

Дослідження впливу легування азотом і ванадієм на механізми та триботехнічні властивості виконано на трьох групах графітизованих сталей : перша (№1, №2) стандартна із вмістом вуглецю 1,5%; друга (№3, №4) – стандартна з 1,5% вуглецю легувана 13% міддю; третя (№5, №6) – зі зниженим до 1,2% вмістом вуглецю (табл. 1).

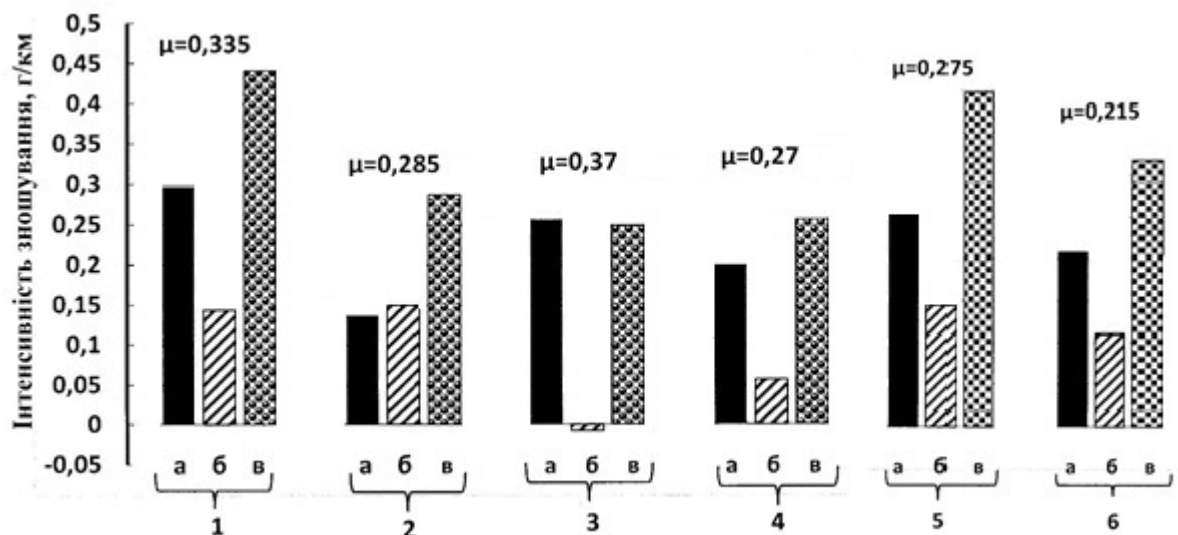
Всі дослідні сталі термічно оброблені за режимом, рекомендованим в роботі [4], який передбачає сфероїдизуючий відпал для реалізації $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення : 20 °С → нагрівання з піччю до 1000 °С – витримка 2год → охолодження в печі до 740 °С зі швидкістю 120 ...130 °С / год → охолодження на повітрі до 20 °С. Зразки сталей №2, №4, №6, з метою дисперсійного виділення нітридванадієвої фази, додатково проходили високотемпературний відпуск при 600 °С протягом 2 годин.

Таблиця 1. Хімічний склад дослідних сталей

№ сталі	Масова доля елементів. %								
	C	Si	Mn	Cr	S	P	V	Cu	N
1	1,51	0,60	1,72	0,62	0,036	0,038	-	-	-
2	1,50	0,58	2,29	0,51	0,034	0,032	0,13	-	0,020
3	1,51	1,00	1,06	0,46	0,038	0,027	-	13	-
4	1,51	1,00	1,70	0,58	0,038	0,036	0,17	13	0,021
5	1,20	0,77	0,55	0,20	0,026	0,028	-	-	-
6	1,21	0,78	0,82	0,17	0,026	0,028	0,10	-	0,022

Зносостійкість досліджених сталей в умовах сухого тертя ковзанням визначали на машині тертя моделі M22 М за швидкості ковзання 1 м/с, питомого навантаження 50 кг/см² й використання контртіла твердістю 38...40 HRC, виготовленого із сталі 20X13.

На рис. 1 наведені результати випробувань зразків на зносостійкість



а – зразок, б – контртіло, в – сумарна інтенсивність зношування,
μ - коефіцієнт тертя

Рис. 1 – Інтенсивність зношування в умовах сухого тертя литих заєвтектоїдних сталей №№1, 2, 3, 4, 5, 6 після ТО

Важливим висновком є те, що дисперсійне нітридванадієве зміцнення знижує інтенсивність зношування у всіх трьох сталях і за ефективністю дії переважає легування сталі 13% міді. Також у всіх випадках досягається зниження коефіцієнту тертя : сталь №2 на 15%; №4 на 27%; №6 на 22%. Це результат твердого змащування вуглецем і міддю, які накопичуються на поверхні тертя і формують третє тіло на поверхні пари тертя.

На експериментальних зразках плавок №2 і №4 виконано Оже-рентгеноспектральний мікроаналіз на приладі Jamp-9500F Jeol Field Emission Auger Microprobe, в режимі SEI у вторинних електронах після глибокого травлення іонами аргону й без травлення.

За даними спектрів Оже побудовано профіль по глибині після травлення іонами аргону з енергією 1000 eV із швидкістю 4 нм/хв. Дослідили розподіл вуглецю і міді за глибиною шару тертя сталей №2 і №4 (рис.2). Встановлено, що глибина зони твердого змащування в шарі тертя майже однакова для обох сталей – біля 8 нм, в той час як загальна глибина шару тертя у сталі №2 майже в три рази перевищує показник для сталі №4 : №2 – 60-70 нм, №4 – 20-25 нм.

Легування міддю практично не впливає на ступінь накопичення вуглецю на поверхні тертя. Вона складає біля 70%.

Підвищена ефективність «твердого змащування графітом» пов'язана, головним чином, з підвищенням кількості та диспергуванням графіту в структурі внаслідок модифікувальної дії твердорозчинного азоту під час кристалізації й фазових перетвореннях сталей і диспергування дендритної мікро- й субструктури нітридванадієвою фазою.

Легування міддю (сталі №3 і №4) і зменшення вмісту вуглецю до $1,20 \pm 0,02$ мас. % (сталі №5 і №6) знижують ефективність впливу модифікування сталей азотом, мікролегування їх ванадієм і дисперсійного нітридванадієвого зміцнення на підвищення зносостійкості сталі. Так в обох випадках інтенсивність зношування зменшується тільки в 1,3 рази. Це є наслідком двох причин. Перша – максимальна зносостійкість сталі плавки №2 пов'язана з підвищенням ефективності «твердого змащування» графітом. Друга – підвищення теплостійкості сталі дисперсійним нітридванадієвим зміцненням, бо початкова твердість сталей плавок №1 і №2 суттєво відрізняється.

«Тверде змащування» мідистою фазою частково нівелює ефект «твердого змащування» графітом. Це підтверджується переносом металу зразка на контртіло (див. рис.1).

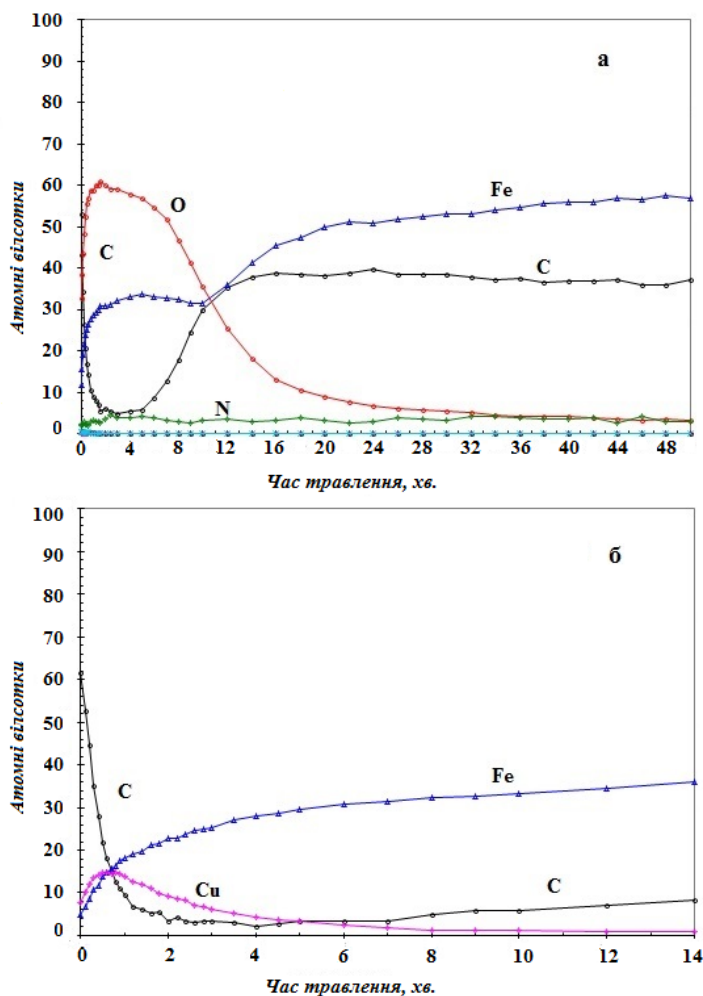


Рис. 2 – Розподіл елементів по шару тертя, встановлений методом Оже-рентгеноспектрального мікроаналіза із та без іонного травлення, після сухого тертя ко-взанням зразків сталей №2(а) і №4(б)

Механічні властивості досліджених сталей наведено в табл. 2.

Таблиця 2 – Механічні властивості дослідних сталей після термічного оброблення

Номер сталі	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	НВ
1	468	407	0,30	0,35	80,2	241
2	562	528	0,51	0,51	92,2	262
3	511	540	0,58	0,22	81,0	241

4	560	555	4,05	0,57	86,0	248
5	311	295	0,04	0,00	75,0	238
6	400	399	0,06	0,22	85,3	241

Одночасне модифікування азотом і мікролегування ванадієм забезпечує підвищення від 5% до 15% міцність та пластичність і від 5% до 14% в'язкість сталей. Підвищення міцності, головним чином, пов'язано з дисперсійним нітридванадієвим зміцненням фериту, а пластичності й в'язкості – з диспергуванням мікроструктури сталей.

Наведені дані показують, що модифікування азотом і дисперсійне нітридванадієве зміцнення забезпечують суттєве підвищення зносостійкості заевтектоїдних графітізованих сталей без погіршення і навіть з підвищенням їх механічних властивостей. Ефективність такого впливу перевищує ефективність легування сталей 13% міддю.

Список літератури

1. Степанов В. А., Шпейзман В. В., Жога Л. В. Кинетика хрупкого разрушения твердых тел и возможность его прогнозирования для статического и циклического нагружения // ФХММ. – 1979. – Т. 15. – №2. – С. 20-26.
2. Федоров В. В. Кинетика повреждаемости и разрушения материалов. – Ташкент: // ФАН - 1985. – 175 с.
3. Федоров В. В. Термодинамические аспекты прочности и разрушения твердых тел. – Ташкент // ФАН, Уз. ССР - 1979. – 168 с.
4. Акимов И. В., Волчок И. П., Митяев А. А. и др. Графитизированные стали в машиностроении // Литье и металлургия – 2010 – №4 – С. 55 – 57.

CONTENT

of the PROCEEDINGS of the XXI INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL CONFERENCE «LYTVO (FOUNDRY)-2025

V.I. Alokhin, A.P. Marchenko. CHANGING THE PARADIGM OF FOUNDRY PRODUCTION DEVELOPMENT THROUGH THE IMPLEMENTATION OF INDUSTRY 4.0 TECHNOLOGIES TO ACHIEVE SUSTAINABLE DEVELOPMENT GOALS.....	14
Ye. H. Aftandiliants. STUDY OF LOW-FLOW PROPERTIES OF STRUCTURAL STEELS.....	18
Ye. H. Aftandiliants. REGULARITIES OF STRUCTURE AND CHEMICAL COMPOSITION INFLUENCE ON THE DENSITY OF STRUCTURAL STEELS.....	22
Ye. H. Aftandiliants. MODELING THE PROCESS OF CRACK FORMATION AND DEVELOPMENT IN STRUCTURAL STEEL CASTINGS.....	25
A. S. Barsuk . EVALUATION OF THE EFFICIENCY OF ADDITIONAL DOLING OF DEEUTETIC WEAR-RESISTANT CAST IRON WITH BORON.....	29
T.V. Berlizieva, V.G. Havryshev, I.O. Shevchenko, Zhang Jianguang. IMPROVEMENT OF THE PROPERTIES OF MOULDING AND ROD MIXTURES ON LIQUID GLASS.....	31
V. I. Bielik, A. H. Pryhunova, V. D. Babiuk, Ye. A. Zhydkov. METHODS OF OPTIMIZATION OF THE COMPOSITION OF THE EUTECTIC PISTON ALLOY.....	33
I. M. Bilonyk, O. Ye. Kapustian, V. Ya. Hrabovskiy, D. I. Bilonyk, H.M. Laptieva. MOLYBDENUM ALLOYING OF SECONDARY α -TITANIUM CASTINGS IN CHAMBERLESS ELECTROSLAG CASTING.....	37
D. I. Bilonyk, H.M. Laptieva, H.V. Kanashevich, O.Ie. Kapustian, I. M. Bilonyk, Ye.Ia. Hubar. CHAMBERLESS ELECTROSLAG CASTING OF SECONDARY α -TITANIUM CASTINGS FOR CATHODES OF PVD INSTALLATIONS.....	41
D. I. Bilonyk, I.M. Pohreliuk, S.M. Lavrys, R.V. Proskurniak, I. M. Bilonyk. CORROSION RESISTANCE OF ELECTROSLAG CASTINGS OF SECONDARY α -TITANIUM DOPED WITH MOLYBDENUM.....	45
V. V. Boyko, A. Springer, K. V. Mykhalenkov, O. Kessler. Effect of Li on the structure formation of AlMg5Si2Mn-type casting alloy.....	49
A. Yu. Borysenko, L. S. Molchanov, T. S. Holub. INFLUENCE OF GASES (O, N, H) ON THE STRUCTURE OF PISTON RINGS CASTINGS MADE OF GRAY IRON.....	54

V. B. Bublykov, Yu. D. Bachynskyi, O. P. Nesteruk, N. P. Moiseieva, S. M. Medvid, V. O. Ovsianynkov. DEVELOPMENT OF AN ECONOMICAL HEAT TREATMENT REGIME TO IMPROVE AND STABILIZE THE MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH CAST IRON.....	57
V. B. Bublykov, Yu. D. Bachynskyi, O. O. Yasynskyi, O. O. Yasynska, N. P. Moiseieva, V. O. Ovsianynkov. STUDY OF THE INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION AND ALLOYING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH PEARLITE CAST IRON.....	59
V. B. Bublykov, Yu. D. Bachynskyi, O. P. Nesteruk, N. P. Moiseieva, S. M. Medvid. TECHNOLOGICAL SOLUTIONS TO IMPROVE CASTING AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH PEARLITE CAST IRONS.....	61
V. B. Bublykov, D. M. Berchuk, O. O. Yasynskyi, V. O. Ovsianynkov. EFFECT OF MAGNESIUM-CALCIUM LIGATURE ON STRUCTURE FORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH CAST IRON.....	63
V. B. Bublykov, O. O. Yasynskyi, Yu. D. Bachynskyi, O. O. Yasynska, D. M. Berchuk. REGULARITIES OF INFLUENCE OF NICKEL AND COPPER ALLOYING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH CAST IRON.....	65
M.M. Vorobyov, O.I. Ponomarenko, T.V. Berlizieva, Feng Gang. IMPROVING THE QUALITY OF FOUNDRY MOULDS BY IMPROVING THE PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF MOULDING MIXTURES.....	68
V. A. Gnatush. METAL CASTINGS MARKET 2021-2024.....	71
V. A. Gnatush. DIRECTIONS OF DEVELOPMENT OF INTELLECTUAL FOUNDRY PRODUCTION IN THE 21ST CENTURY.....	76
S.V. Gnyloskurenko, O.V. Byakova, A.O. Vlasov, Yevich Ya.I., D.S. Kitranov. STRENGTH AND HARDNESS OF FOAMED ALUMINUM ALLOYS UNDER COMPRESSION.....	79
V. S. Doroshenko, S. I. Klymenko, I. V. Khoroshko. INNOVATIONS IN THE DESIGN OF METAL FRAME CASTINGS: TECHNOLOGIES OF THE FUTURE.....	82
V. S. Doroshenko, S. I. Klymenko. MODERN APPROACHES TO THE PRODUCTION OF HIGH-TECH CASTINGS FOR DOMESTIC RAILCAR BUILDING.....	87
V. S. Doroshenko, S. I. Klymenko, Yu. A. Fediuk. SHUT-OFF PIPE VALVES MADE OF IRON-CARBON ALLOYS: GLOBAL EXPERIENCE AND PROSPECTS FOR UKRAINE.....	90

V. S. Doroshenko, O. Y. Shynskiy. FROM EXCESSIVE PRESSURE TO MODERATE VACUUM IN THE CASTING MOLD CAVITY WITH A GASIFYING POLYMER MODEL.....	94
V. S. Doroshenko, O. V. Neima. COMBINING 3D TECHNOLOGIES AND ARTIFICIAL INTELLIGENCE TO CREATE POROUS METAMATERIAL FOR POLYMER CASTING MODELS.....	98
Yu.V. Dotsenko, V.Iu. Selivorstov. USE OF ACTIVE INTERACTION METHODS IN SOLIDIFICATION OF ALUMINUM CASTING ALLOYS OF THE A I - Si SYSTEM.....	103
S.D. Yevtushenko, O.V. Akimov. FEATURES OF TECHNOLOGIES FOR MANUFACTURING CASTINGS WITH CRYSTALLIZATION UNDER PRESSURE.....	105
N.S. Yevtushenko, A.A. Dzhanikian. INCREASING THE EFFICIENCY OF THE FOUNDRY SHOP THROUGH INTEGRATED MODELING.....	107
N.S. Yevtushenko, I.O. Mezentseva. WORKING CONDITIONS IN FOUNDRIES AND THEIR INFLUENCE ON THE WORK PROCESS.....	110
N.S. Yevtushenko, O.I. Ponomarenko, V.O. Vasylets. THE ROLE OF STOCHASTIC FACTORS IN ENSURING STABLE QUALITY OF FOUNDRY PRODUCTS.....	114
E.D. Yevtushenko, O.I. Ponomarenko, M.Y. Zapolovsky. COMBINATION OF 3D TECHNOLOGIES AND IT IN FOUNDRY.....	116
N.S. Yevtushenko, Ye.O. Semenov. ECOSAFETY IN THE CONDITIONS OF A FOUNDRY WORKSHOP.....	119
N.S. Yevtushenko. A PRACTICAL APPROACH TO OCCUPATIONAL SAFETY IN A FOUNDRY.....	121
M.I. Zamiatin, V.M. Zamiatin. PRODUCTION OF AN ELECTRICALLY CONDUCTIVE MODEL FROM SILICONE RUBBER FOR ELECTROPHORETIC MOLDING.....	125
M.I. Zamiatin, V.M. Zamiatin, Ye.S. Yefimets. Technological ASPECTS CASTING WITH STONES IN JEWELRY.....	126
V. H. Ivanov, V. P. Karhynov. EFFECTIVE FLUX "SHIELD" FOR MELTING ALUMINUM ALLOYS.....	130

L.Kh. Ivanova, Ye.V. Kolotylo. EXPERIMENTS ON CRYSTALLIZATION OF HALF-DIFFERENT CAST IRON.....	132
D. V. Ivanchenko. MODERN METHOD OF RECOVERY OF ZIRCONIUM FROM ITS COMPOUNDS IN THE ENVIRONMENT OF ALUMINUM ALLOYS.....	134
V. V. Kaverynskyi, A. I. Trotsan, Z. P. Sukhenko. COMPUTER MODELING OF THE INTERACTION OF SILICON INCLUSION AND ALUMINUM MATRIX DURING DEFORMATION AND FAILURE.....	137
Yu. H. Kvasnytska, S. Ya. Shypytsyn, V. H. Novytskyi, N. V. Kyriakova, I. V. Oleksenko. BEHAVIOR OF CARBON AND COPPER IN THE SURFACE LAYER OF WEAR-RESISTANT STEEL FORMED DURING FRICTION.....	141
S. V. Kyrylakha. MECHANICAL PROPERTIES AND QUALITY OF MATERIALS IN THE PRODUCTION OF FOUNDRY MOULDS BY 3D PRINTING METHOD.....	144
S. V. Kyrylakha. ADDITIVE TECHNOLOGIES FOR IMPROVING FOUNDRY PRODUCTION.....	147
S. V. Kyrylakha. STUDY OF THE MICROSTRUCTURE OF SAMPLES OF HOUSING PARTS FROM HEAT-STRESSED NICKEL ALLOYS OBTAINED BY ADDITIVE TECHNOLOGIES.....	150
T.V. Kimstach, A.P. Bilyi, O.P. Bilyi, V.F. Mazorchuk, Yu.S. Voronko. INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS OF LEAD-FREE FOUNDATION BRONZES ON THEIR FLUIDITY.....	152
V.V. Kudin, V.H. Yefremenko, V.M. Sazhniev, M.O. Karmazin, O.M. Shaldin. INFLUENCE OF VANADIUM ALLOYING AND HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-MANGANESE STEEL.....	154
T. L. Kuznietsova, M. P. Brodnikovskiy. INCREASE IN PLASTICITY OF CHROMIUM ALLOYS BY OPTIMIZING THE THERMOPHYSICAL CHARACTERISTICS OF THE ALLOY AND CONTROLLING THE MORPHOLOGY OF THE DISTRIBUTION OF IMPURITIES OF THE EMBODIMENT	158
Ye.Ie. Lavryk. INFLUENCE OF THE DESIGN OF EXCESS ON THE FORMATION OF SHRINKING IN STEEL CASTINGS OF THE “HOUSING” TYPE.....	162
F. L. Leokha, V. Ye. Khrychykov. TRENDS IN THE PRODUCTION AND APPLICATION OF TITANIUM ALLOYS.....	164
T. V. Lysenko, Ye. M. Kozishkurt, K. O. Kreitser. USE OF SIMULATION OF HYDRODYNAMICS OF SMOOTHED PARTICLES FOR ANALYSIS AND OPTIMIZATION OF FOUNDRY PROCESSES.....	167

T.V. Lysenko, O.S. Rudyi, A. Prokof'ieva. TECHNOLOGY OF MANUFACTURING PIPE FITTINGS.....	169
V. Yu. Lysenkov. DETERMINATION OF PRIMARY DATA ON THE RELATIONSHIP BETWEEN PARAMETERS OF THE IMPULSE MOLDING PROCESS AND THE HARDNESS OF ONE-TIME SAND MOULDS.....	172
V. M. Lomakin, V. M. Kropivnyi, Ye. H. Aftandiliants, S. V. Gnyloskurenko. MODEL-ING AND NUMERICAL STUDY OF THE EFFECT OF THE GAP WITH A GAS GAP IN THE COKE OVEN ON THE SOLIDIFICATION KINETICS AND STRUCTURE OF CAST IRON GRINDING BALLS.....	174
I.V Lukianov, O.I. Ponomarenko. RHEOLOGY MODELS AND THEIR PROPERTIES FOR THE FORMING MIXTURE.....	178
V.V. Mazur. APPLICATION OF REFRACTORS MADE OF MULTI-SILICA FIBER – AN EFFECTIVE MEANS OF THERMAL INSULATION AND ENERGY SAVING IN METALLURGY.....	181
A.T. Mamedov, N.Sh. Ismailov, A.I. Babayev, M.Ch. Huseynov, A.A. Jafarova. ON THE MECHANISM OF CRACK FORMATION IN STEEL SHIP HULL STRUCTURES.....	182
S.M. Mezentsev, O.I. Ponomarenko. POSSIBILITY OF PROCESSING OXIDIZED SECONDARY RAW MATERIALS BY METALLURGICAL METHOD.....	184
I. O. Mezentseva, N. S Yevtushenko, V. O. Orlova, O. H. Martynenko.. VENTILATION OF PRODUCTION ROOMS OF FOUNDRY SHOPPING PLANTS.....	186
I. O. Mezentseva, O.O. Kuzmenko, V.S. Vambol. OCCUPATIONAL DISEASES OF WORKERS IN THE MINING AND METALLURGICAL INDUSTRY.....	189
A. V. Narivskiy, S. L. Polyvoda, M. M. Voron, A. Yu. Semenko. INFLUENCE OF MOLD ROTATION SPEED DURING CENTRIFUGAL CASTING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HOLLOW CASTINGS.....	192
O.O. Naumyk, O.O. Pedash, D.O. Tomkin, V.V. Naumyk. TECHNOLOGICAL SUPPORT FOR IMPROVED OPERATIONAL AND ECONOMIC INDICATORS OF CAST PARTS FROM HEAT-RESISTANT ALLOYS FOR AVIATION AND POWER ENGINEERING.....	195
I. A. Nebozhak, V. H. Novytskyi, O. V. Derevianko, O. A. Karanda. INFLUENCE OF POURING TEMPERATURE AND FeCr INTERMETALLIC CONTENT IN THE “BODY” OF A DISPERSION-FILLED GASIFIED MODEL ON THE MECHANICAL CHARACTERISTICS	

OF ZERO-DIMENSIONAL CAST COMPOSITE MATERIAL OF THE [Al – FeCr] SYSTEM.....	197
A. M. Neduzhyi, A. H. Vernydub. STUDY OF THE EFFECT OF MIXING AND SUBSEQUENT PULSED POWER TREATMENT OF METAL IN THE SOLID-LIQUID STATE ON THE FORMATION OF CASTINGS WITH A NONDENDRITIC STRUCTURE OF THE PRIMARY PHASE FROM ALUMINUM ALLOY AK7CH.....	202
A. M. Neduzhyi, A. H. Borysov. STUDY OF THE INFLUENCE OF THE MICROSTRUCTURE OF THE PRIMARY PHASE OF ALUMINUM ALLOY AK7CH ON THE FRICTION COEFFICIENT.....	204
O. P. Nesteruk, V. B. Bublykov, Yu. D. Bachynskyi, N. P. Moiseieva, S. M. Medvid. IMPROVING THE TECHNOLOGY FOR THE PRODUCTION OF HIGH-STRENGTH PEARLITE CAST IRONS WITH ENHANCED PROPERTIES.....	207
D. A. Nikolaiev. IDENTIFICATION OF THE TEMPERATURE REGIME OF A CARBON MELTING BY SLAG ANALYSIS.....	209
V. G. Novytskyi, V. L. Lakhnenko, Yu. G. Kvasnytska, V. V. Tykhonovych, S. Ya. Shypytsyn, I. A. Nebozhak, I. V. Oleksenko. TRIBOLOGICAL CHARACTERISTICS OF CAST Fe-Cr-C ALLOYS WITH (0; 0.4; 14.0% Cu) IN SLIDING FRICTION.....	211
O. V. Nohovitsyn, V. O. Seredenko, O. V. Seredenko. MORPHOLOGY OF THE GRAINS OF THE Cu-Fe ALLOY BASE.....	217
A. S. Nuradynov, K. A. Sirenko, O. V. Chystiakov, I. A. Nuradinov, S. V. Pryhunov. METHODS FOR STUDYING THE INFLUENCE OF SURFACE FACTORS ON THE NUCLEATION OF CRYSTALS IN MODEL ENVIRONMENTS.....	221
O.I. Pohrebskyi, V.B. Chumachenko, I.A. Kostenko. INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE TECHNOLOGICAL PROPERTIES OF CLAY.....	225
A. O. Potapov, A. A. Sevoian, S. D. Yevtushenko, P. S. Penziev, O. V. Akimov. ALLOY CHOICE AND SUBSTITUTION OF THE TECHNOLOGY OF MANUFACTURING CAST PISTONS.....	227
A. H. Pryhunova, O. V. Nohovitsyn, T. A. Aiupova, M. V. Kosheliev, O. A. Nosko. TRANSFORMATION OF THE ALLOY 7075 SYSTEM AL-Zn-Mg-Cu AS A BASIS FOR DETERMINING THE PARAMETERS OF THE TECHNOLOGICAL PROCESS “COIL CASTING – HEAT TREATMENT”.....	229
A. H. Pryhunova, O. V. Nohovitsyn, T. A. Aiupova, O. V. Abolikhina, O. A. Nosko. STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH ALLOY 7075 IN THE ROLL-CASTING – HEAT TREATMENT PROCESS.....	233

A.A. Ryhalov, P. S. Penziev, V. S. Kuzmin, V. V. Radchenko, O. V. Akimov. RE- SEARCH IN THE PROCESSES OF FORMING A METALLIC BOND IN BIMETALLIC CAST- INGS OF THE CAST IRON – TITANIUM ALLOY SYSTEM.....	238
A.A. Ryhalov, A. A. Sevoian, V. Yu. Kuznichenko, O. V Masalitina., O. V. Akimov, Yang Wenjie. SUBSTITUTION OF THE PARAMETERS OF A CAST IRON PISTON WITH A TITANIUM INSERT	240
V.lu. Selivorstov, Yu.V. Dotsenko, T.V. Selivorstova. USE OF COMPLEX INFLUENCE ON THE PROPERTIES OF CAST ALLOY OF THE AL-SI SYSTEM IN THE SOLIDIFICATION PROCESS.....	241
A. Yu. Semenko, V. I. Veis, R. F. Likhatskyi, I. F. Likhatskyi. MECHANICAL CHAR- ACTERISTICS OF CAST STEEL Fe-30Mn-10Al-1C MODIFIED WITH MOLYBDENUM AND BORON.....	244
S. V. Semiriahin. RECYCLING OF LEATHER PRODUCT RESIDUES INTO FERRO- CHROME USING AN ALUMINOTHERMAL PROCESS.....	246
R. A. Serhiienko, O. A. Shcheretskyi, V. O. Shcheretskyi, D. S. Kanibolotskyi, R. S. Serhiiko, O. V. Zhelezniak, M. I. Naumenko, V. V. Zhelezniak, A. M. Verkhovliuk. STUDY OF HIGH-TEMPERATURE OXIDATION OF HIGH-ENTROPY ALLOYS.....	249
O.S. Serhiienko, S.S. Solokov. THE POTENTIAL FOR AI-DRIVEN QUALITY CONTROL IN UKRAINIAN FOUNDRIES.....	254
O.S. Serhiienko. COMPARATIVE ANALYSIS OF RAPID PROTOTYPING METHODS: 3D PRINTING AND INJECTION CASTING USING FLEXIBLE ALGINATE AND SILICONE MOLDS.....	257
K.A. Sirenko, V.L. Mazur. PREREQUISITES AND PROSPECTS OF THE APPLICATION OF NON-DESTRUCTIVE CONTROL OF PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF CAST IRON IN INDUSTRY.....	260
O. M. Smirnov, M. M. Voron, A. M. Tymoshenko, Yu. P. Skorobahatko, S. L. Shvab, A. Yu. Semenko. TEMPERATURE REGIMES OF DEFORMATION AND HEAT TREAT- MENT OF STEELS Fe-(25-28)Mn-(10-12)Al-(1-3)Ni-(0-3)Cr-1Si-0.2V-(1- 1.4)C.....	262
O. M. Smirnov, V. M. Fikssen, M. S. Goriuk, Yu. P. Skorobahatko, A. Yu. Semenko, S. V. Semiriahin, A. O. Gorshkov. COMPLEX REFINING OF ALUMINUM ALLOYS IN A MAGNETODYNAMIC INSTALLATION.....	265
N.Ye. Tverdokhliebova, O.I. Ponomarenko. RISKS OF FIRE AT METALLURGICAL ENTERPRISES.....	268
N.Ye. Tverdokhliebova. IMPROVEMENT OF TECHNOLOGICAL PROCESSES IN	

FOUNDRY PRODUCTION IN THE CONDITIONS OF SUSTAINABLE DEVELOPMENT.....	271
N.Ye. Tverdokhliebova. WAYS TO PREVENT MECHANICAL HAZARDS IN FOUNDRY PRODUCTION.....	274
A. M. Tymoshenko, O. V. Shmatko, V. P. Lykhoshva, M. O. Kudriavchenko, L. M. Klymenko. INDUCTION CASTING METHOD FOR PRODUCING BIMETALLIC AND THREE-LAYER PRODUCTS.....	276
V. V. Tykhonovych, O. M. Hrypachevskyi, Yu. H. Kvasnytska, V. H. Novytskyi. EFFECT OF ADDITIONAL ALLOYING OF CAST CHROMIUM STEELS WITH MOLYBDENUM ON THE WEAR RESISTANCE OF PUMPING EQUIPMENT PARTS.....	279
M.S. Trenov, O.I. Ponomarenko. USE OF NANODISPERSED MATERIALS TO IMPROVE THE PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS IN FOUNDRY PRODUCTION.....	285
M. A. Fon Pruss. STUDY OF STRUCTURE FORMATION IN ALUMINUM ALLOYS WITH IRON CONTENT UP TO 2 % WT. UNDER THE ACTION OF AN ALTERNATING ELECTROMAGNETIC FIELD.....	287
V.Ie. Khrychykov, O.V. Meniailo, O.D. Semenov. FEATURES OF USING CHILL MOLDS WITH CAST CALIBERS IN THE MANUFACTURE OF ROLLING ROLLS FOR LONG-LENGTH ROLLING MILLS.....	291
T. H. Tsir, A. H. Vernydub. COOLING RATES AS A FACTOR IN IMPROVING THE PERFORMANCE OF HIGH IRON CONTENT ZEUTECTIC SILICONES.....	293
T. H. Tsir, A. H. Vernydub, V. D. Babiuk, Ye. A. Zhydkov. PECULIARITIES OF STRUCTURE FORMATION OF ZEUTECTIC AL-SI ALLOYS BY ALLOYED IRON.....	297
Yu. G. Chabak, E. A. Barma, V. G. Efremenko, I. M. Olejnik. LASER SURFACE MODIFICATION OF POWDER MANUFACTURED STEEL FOR COLD WORK TOOL	299
O. A. Shapovalov, A. A. Sevoian, S. D. Yevtushenko, O. V. Masalitina, O. V. Akimov, Li Jingtao. METHOD OF OBTAINING BIMETALLIC CASTINGS BASED ON TITANIUM AND CAST IRON.....	301
I. O. Shevchenko, S. D. Yevtushenko, P. S. Penziev, O. V. Masalitina, O. V. Akimov. SELECTION OF TITANIUM OXIDE REDUCING AGENT TO INCREASE THE BOND STRENGTH IN THE BIMETALLIC COMPOSITION CAST IRON – TITANIUM ALLOY.....	303

P.V. Shelepko, O.I. Ponomarenko. METHODS OF MANUFACTURING CASTINGS OF CAST IMPELLERS OF PUMPS.....	305
O. Y. Shynskyi, I. A. Shalevska, P. B. Kaliuzhnyi, Yu. H. Kvasnytska, O. V. Neima, A. V. Shalevskyi. FEATURES OF CASTING PROCESSES FOR OBTAINING VARIOUS TYPES OF REINFORCED STEEL SHELL STRUCTURES.....	308
S. Ya. Shypytsyn, V. H. Novytskyi, H. Ye. Fedorov, T. V. Stepanova, N. V. Kyriakova. TRIBOLOGICAL AND PHYSICO-MECHANICAL CHARACTERISTICS OF CAST GRAPHITIZED STEELS ALLOYED WITH VANADIUM, NITROGEN, AND COPPER.....	311

**XIV МІЖНАРОДНА
НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ
МЕТАЛУРГІЯ 2025**

ЗМІСТ
МАТЕРІАЛІВ XIV МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
«МЕТАЛУРГІЯ» 2025

Kulik T.O. DEFINING THE TECHNOLOGICAL BOUNDARIES OF ROTARY FRIC- TION SPINNING FOR SMALL-DIAMETER NECK FORMATION.....	331
Protokovilov I.V., Porokhonko V.B., Barabash V.V. PHYSICAL SIMULATION OF HY- DRODYNAMIC PROCESSES AND INGOT STRUCTURE FORMATION IN A MOLD WITH THE APPLICATION OF ELECTROSLAG HEATING AND LIQUID METAL STIR- RING.....	334
Smirnov O.M., Ukhin V.Ye., Tunyk V.O. A STUDY OF THE FEATURES OF MOLD WEAR FOR COPPER CASTING AND ROLLING LINE.....	338
Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. РОЗРОБКА РАЦІОНАЛЬ- НИХ РЕЖИМІВ 3-D ДРУКУ ДЛЯ ЗНИЖЕННЯ ШОРСТКОСТІ ПОХИЛИХ НИЖНІХ ПО- ВЕРХОНЬ СПЛАВУ INCONEL 718.....	341
Аржанцев Є.О., Мамешин В.С., Нізяєв К.Г., Журавльова С.В. ЯКІСНИЙ ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ВЕРХНЬОГО ПРОДУВАННЯ НА ІНІЦІЮВАННЯ ТА РОЗПОВСЮДЖЕННЯ ХВИЛЬ У РІДКІЙ ВАННІ.....	345
Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Кімстач Т.В., Подольський Р.В., Сафронова О.А. ОБГРУНТУВАННЯ ВИБОРУ МАТЕРІАЛУ ДЛЯ БРОНЕЗАХИСТУ ВІДПОВІДНО ДО УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ: ВІД ТРАДИЦІЙНИХ СТАЛЕЙ ДО ІННОВАЦІЙНИХ СПЛА- ВІВ.....	350
Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Сафронова О.А. ВПЛИВ МІКРОСТРУКТУРНИХ ПАРАМЕТРІВ ПЕРЛІТНИХ СТАЛЕЙ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ПАРИ КОЛЕСО-РЕЙКА.....	353
Бойко М.М., Журавльова С.В., Полякова Н.В., Трещов В.Е., Дутній Р.Б. АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ БІОМАТЕРІАЛІВ В ПРОЦЕСАХ ПРЯМОГО ВІДНОВ- ЛЕННЯ ЗАЛІЗА.....	356
Бочка В.В., Ягольник М.В., Сова А.В., Олексієнко М.М., Шмат К.В. ОСОБЛИВО- СТІ ВПЛИВУ КАПІЛЯРНИХ ЯВИЩ РІЗНИХ КОМПОНЕНТІВ ШИХТИ У СКЛАДІ КОМПО- ЗИТІВ НА ПРОЦЕС ФОРМУВАННЯ ГРАНУЛ.....	358
Бочка В.В., Ягольник М.В., Двоєглазова А.В., Шмат К.В., Подушко К.А. ДО- СЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПЛЕКСНОГО ФЛЮСУ.....	361

Вовк А.О., Похвалітий А.А., Чубіна О.А., Руденко М.Р., Круть А.В. ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ПРОДУВКИ НА ФОРМУВАННЯ ГАЗОРІДИННОГО ПОТОКУ У ВИПУСКНОМУ КАНАЛІ КОНВЕРТЕРА.....	364
Горупаха В.В., Семенов Ю.С., Ващенко С.В., Худяков О.Ю., Баюл К.В., Шумельчик Є.І., Прокудина Е.Б. ОСОБЛИВОСТІ ПЕРЕРОБКИ ТОНКОДИСПЕРСНИХ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ВІДХОДІВ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	368
Грес Л.П., Гупало О.В., Єрьомін О.О., Радченко Ю.М. УДОСКОНАЛЕННЯ СИСТЕМИ УТИЛІЗАЦІЇ ТЕПЛОТИ ВІДХІДНИХ ДИМОВИХ ГАЗІВ ДОМЕННИХ ПОВІТРОНАГРІВАЧІВ.....	372
Гришин О.М., Надточій А.А., Чимишенко Т.Ю., Жадан О.О. ВПЛИВ ЕНЕРГЕТИЧНОЇ ТА ХІМІКО-КАТАЛІТИЧНОЇ ІНТЕНСИФІКАЦІЇ ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА НА ОКИСНЮВАНІСТЬ МЕТАЛІЗОВАНОГО ПРОДУКТУ.....	374
Гришин О.М., Надточій А.А., Мирошніченко Є.Ю., Губа Р.М. ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСІВ ВІДНОВЛЕННЯ ОКСИДІВ ЗАЛІЗУ ГАЗАМИ В УМОВАХ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВПЛИВУ.....	378
Губа Р.М., Троян А.А., Ославський С.Ю., Кашаба А.Є., Асмоловський С.Ю. ОТРИМАННЯ ПРОМІЖНИХ ШАРІВ ПРИ ПАЯННІ ВУГЛЕЦЬ-ВУГЛЕЦЕВОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРІАЛУ ТА ВОЛЬФРАМУ.....	383
Дан Л.О., Трофімова Л.О. ТЕПЛОВИЙ ВПЛИВ НА ДОДАТОК ЗЛИВКА, ЩО ТВЕРДНЕ, ЯК СПОСІБ ЗМЕНШЕННЯ ЙОГО НЕОДНОРІДНОСТІ.....	386
Єрьомін О.О., Гупало О.В., Задорожній Р.І., Золотько А.С., Мамедов Е.Х. ЕКОНОМІЯ ПРИРОДНОГО ГАЗУ В ПАЛИВНИХ СЕКЦІЙНИХ ПЕЧАХ ДЛЯ ШВИДКІСНОГО НАГРІВУ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ТРУБ.....	388
Єфімова В.Г. ПРОДУВАННЯ МЕТАЛУ У ПРОМІЖНОМУ КОВШІ МБРЗ З МЕТОЮ ВИДАЛЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ.....	391
Єфімова В.Г. КІНЕТИКА ПРОЦЕСУ РОЗЧИНЕННЯ ЧАСТИНОК ГЛИНОЗЕМУ У РАФІНУВАЛЬНОМУ ШЛАКУ ПРОМІЖНОГО КОВША.....	394
Журавльова С.В., Танчев О.А., Журавльова І.В., Батура Є.В. ТЕНДЕНЦІЇ ТА ОСОБЛИВОСТІ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛЕЙ ЗІ ЗНИЖЕНИМ ВМІСТОМ СІРКИ.....	397
Журавльова С.В., Марко А.Ф., Бойко М.М., Мамешин В.С. РОЛЬ БІОМАТЕРІАЛІВ У МОДЕРНІЗАЦІЇ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА.....	399
Журавльова С.В., Бойко М.М., Журавльова І.В., Дутній Р.Б., Подушко К.А. ДОСЛІДЖЕННЯ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ З ВИКОРИСТАННЯМ АЛЮМОВМІСНИХ ВІДХОДІВ.....	401

Кисляков В.Г., Єлісєєв В.І., Руденко О.Л. АПРОБАЦІЙНІ ЛАБОРАТОРНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ РУХУ СУМІШІ РЕАГЕНТІВ ПРИ КОМПЛЕКСНОМУ РАФІНУВАННЮ ЧАВУНУ.....	403
Костецький Ю.В., Вдовін М.О. АЛЮМІНОТЕРМІЧНЕ ВІДНОВЛЕННЯ ВІДХОДІВ, ЩО МІСТЯТЬ ВАНАДІЙ, В УМОВАХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЛАВЛЕННЯ.....	405
Крячко Г.Ю., Сігарьов Є.М., Руденко М.Р., Філіп'єв В.В. ВЗАЄМОЗАЛЕЖНІСТЬ ДУТТЬОВИХ І ГАЗОВИХ ПАРАМЕТРІВ ДОМЕННОГО ПРОЦЕСУ.....	409
Навольнєв І.Ю., Кухар В.В., Чупринов Є.В. ВИКОРИСТАННЯ ПОВЕРХНЕВО-АКТИВНИХ РЕЧОВИН ПРИ ВИРОБНИЦТВІ DRI-ПРОДУКТУ.....	412
Ниткін Ю.В., Огінський О.Й., Бобух О.С., Кузьміна О.М. ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ НЕРІВНОКАНАЛЬНОГО КУТОВОГО ПРЕСУВАННЯ НА ЕНЕРГОСИЛОВІ ХАРАКТЕРИСТИКИ.....	416
Нізяєв К.Г., Стоянов О.М., Рубан В.О., Бойченко С.Б. АНАЛІЗ ПІДВИЩЕННЯ ІНТЕНСИВНОСТІ ПРОДУВАННЯ В ПОДОВИХ ПЕЧАХ.....	418
Нізяєв К.Г., Стоянов О.М., Синегін Є.В., Рубан В.О., Кириленко Я.А. ВИКОРИСТАННЯ У СКЛАДІ ШИХТИ КОНВЕРТЕРНОЇ ПЛАВКИ СКРАПУ ТА ТВЕРДОГО ЧАВУНУ.....	421
Нізяєв К.Г., Федоров Р.Ф., Малій Х.В., Рубан В.О. ОСОБЛИВОСТІ РОЗКИСЛЕННЯ СТАЛІ ПРИ ВИКОРИСТАННІ ФЕРОХРОМУ.....	423
Нізяєв К.Г., Стоянов О.М., Синегін Є.В., Рубан В.О. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЕЛЕКТРОПРОВІДНОСТІ ШЛАКОВИХ РОЗПЛАВІВ.....	425
Пантейков С.П. АНАЛІЗ УМОВ ПЕРЕБІГУ ХІМІЧНИХ РЕАКЦІЙ ВІДНОВЛЕННЯ МАРГАНЦЮ З ЙОГО ДІОКСИДУ ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ.....	429
Пантейков С.П. АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТУПЕНЯ ХІМІЧНОЇ СПОРІДНЕНOSTІ РЕЧОВИН ДО КИСНЮ НА МОЖЛИВІСТЬ ПЕРЕБІГУ РЕАКЦІЙ ВІДНОВЛЕННЯ МАРГАНЦЮ З ЙОГО ДІОКСИДУ ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ.....	433
Пантейков С.П. ВИЗНАЧЕННЯ ТЕМПЕРАТУР ПЕРЕБІГУ РЕАКЦІЙ ВІДНОВЛЕННЯ МАРГАНЦЮ З ЙОГО ДІОКСИДУ ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ ЗА СТУПЕНЕМ ХІМІЧНОЇ СПОРІДНЕНOSTІ РЕЧОВИН ДО КИСНЮ.....	436
Пантейков С.П. ПРО МОЖЛИВІСТЬ ПЕРЕБІГУ РЕАКЦІЙ ВІДНОВЛЕННЯ КРЕМНІЮ З КРЕМНЕЗЕМУ ГАЗОМ СО З ПОЗИЦІЙ ТЕРМОДИНАМІКИ.....	441
Пантейков С.П. ТЕРМОДИНАМІЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗА ЛІТЕРАТУРНИМИ ДАНИМИ ВПЛИВУ СТУПЕНЯ ХІМІЧНОЇ СПОРІДНЕНOSTІ РЕЧОВИН ДО КИСНЮ НА МОЖЛИВІСТЬ ПЕРЕБІГУ РЕАКЦІЙ ВІДНОВЛЕННЯ КРЕМНІЮ З КРЕМНЕЗЕМУ ГАЗОМ СО.....	444

Раздобреєв В.Г., Ключніков К.Ю., Лещенко О.І., Паламар Д.Г. АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ НАПРУЖЕНОГО СТАНУ МЕТАЛУ ПРИ ДЕФОРМАЦІЇ ШТАБИ У ЗГІНОРОЗТЯГУВАЛЬНОМУ ПРИСТРОЇ.....447

Рубан В.О., Стоянов О.М., Синегін Є.В., Нізяєв К.Г. АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД ЕНЕРГЕТИЧНИХ АСПЕКТІВ РОБОТИ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО ПРИСТРОЮ ПРИ ОБРОБЦІ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ».....451

Рубан В.О., Стоянов О.М., Синегін Є.В., Нізяєв К.Г. ЕНЕРГЕТИЧНА ЕФЕКТИВНІСТЬ РОБОТИ УСТАНОВКИ «КІВШ-ПІЧ».....454

Синегін Є.В., Нізяєв К.Г., Стоянов О.М., Рубан В.О., Мусійко В.І., Острянін Р.Є. МЕТОДИ ЗОВНІШНЬОЇ ДІЇ НА МЕТАЛ У ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНИЙ ПЕРІОД.....45

7

Сігарьов Є.М., Похвалітий А.А., Руденко М.Р., Гончар Д.О. ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИЧИН ВИХОДУ З ЛАДУ ЗВАРНИХ ШВІВ НАКОНЕЧНИКІВ КИСНЕВИХ ФУРМ.....460

Солодкій О.О., Мамешин В.С., Журавльова С.В. ОЦІНКА МОЖЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ОКАТИШІВ УКРАЇНСЬКИХ ГЗК У ТЕХНОЛОГІЯХ ПРЯМОГО ВІДНОВЛЕННЯ.....464

Степаненко Д.О., Семірягін С.В., Гришин О.М., Белькова А.І. ОЦІНКА ПЕРЕДУМОВ ВИДАЛЕННЯ ФОСФОРУ ПРИ ТВЕРДОФАЗНОМУ ВІДНОВЛЕННІ ЗАЛІЗА ТА ХРОМУ З КОМПЛЕКСНОЇ ШИХТИ.....467

Стоянов О.М., Синегін Є.В., Нізяєв К.Г., Рубан В.О., Шашкін Т.А. РЕГУЛЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ РІДКОЇ СТАЛІ ПЕРЕД РОЗЛИВАННЯМ.....470

Стоянов О.М., Петренко В.О., Рубан В.О., Терепенчук Д.І. ВАПНО ДЛЯ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА.....472

Терепенчук Д.І., Кащенко В.О., Іванов Д.С., Стоянов О.М. РОЗРАХУНОК ТА МОДЕЛЮВАННЯ РОЗПОДІЛУ ТЕМПЕРАТУР ПО ФУРМЕНОМУ ВОГНИЩУ В УМОВАХ ОДНОЧАСНОГО СПАЛЮВАННЯ ПВП ТА ПРИРОДНОГО ГАЗУ.....474

Тогобицька Д.М., Поворотня І.Р., Піптюк В.П., Греков С.В., Кукса О.В. ВИБІР РАЦІОНАЛЬНОЇ ЛЕГУЮЧОЇ ДОБАВКИ ПРИ ДОВЕДЕННІ СТАЛІ НА УКП З УРАХУВАННЯМ МІКРОНЕОДНОРІДНОЇ БУДОВИ МЕТАЛЕВОГО РОЗПЛАВУ.....47

8

Худяков О.Ю., Семенов Ю.С., Ващенко С.В., Баюл К.В., Бойко М.М., Горупаха В.В., Полякова Н.В. ВДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДИКИ ОЦІНЮВАННЯ ОДНОРІДНОСТІ АГЛОМЕРАЦІЙНОЇ ШИХТИ.....482

Чернятевич А.Г., Сігарьов Є.М., Похвалітий А.А., Кондрашенков Д.С., Чубіна О.А. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПІДІГРІВУ БРУХТУ В КОНВЕРТЕРІ.....48

4

Чубенко В.А., Скідін І.Е. УДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДИКИ ВИЗНАЧЕННЯ ОБ'ЄМУ І ПОВЕРХНІ ОСЕРЕДКУ ДЕФОРМАЦІЇ ПРИ ПРОКАТУВАННІ.....489

Чубенко В.А., Саїтгареев Л.Н. ДОСЛІДЖЕННЯ ВНУТРІШНЬОЇ БУДОВИ МЕТАЛУ ТА ЇЇ ПОВЕДИНКИ ПІД ЧАС ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ.....492

Ягольник М.В., Бочка В.В., Шмат К.В., Ремесло О.О., Круглов А.М. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ХАРАКТЕРИСТИК ТВЕРДОГО ПАЛИВА НА ЯКІСТЬ ОКУСКОВАНОЇ ЗАЛІЗОРУДНОЇ СИРОВИНИ.....495

В.Л. Мазур, О.В. Ноговіцин, С.І. Клименко, К.А. Сіренко. ПРІОРИТЕТНІ НАПРЯМИ І ЗАДАЧІ СТРАТЕГІЇ ПОВОЄННОГО ВІДНОВЛЕННЯ ПОТЕНЦІАЛУ ГІРНИЧО-МЕТАЛУРГІЙНОГО КОМПЛЕКСУ УКРАЇНИ.....498

DEFINING THE TECHNOLOGICAL BOUNDARIES OF ROTARY FRICTION SPINNING FOR SMALL-DIAMETER NECK FORMATION

The operational reliability of belt conveyors equipped with solid rollers without inserts largely depends on the reliability, durability, and ease of maintenance of these rollers. Taking into account the significant quantity of rollers installed in a conveyor system and the necessity for their periodic inspection, maintenance, and replacement, it becomes absolutely crucial to establish a stable, reproducible, and highly efficient manufacturing technology for their production. In this context, an effective and proven method involves manufacturing rollers from tubular billets with relatively small-diameter necks, which are precisely formed through the process of rotary friction spinning — a specialized technique that enhances production efficiency.

The rotary friction spinning process for forming small-diameter necks on tubular billets is carried out as follows: initially, the tubular billet is securely clamped in the spindle of a spinning machine and rotated at a controlled speed. During rotation, the billet is heated uniformly to a forging temperature, suitable for plastic deformation, and subjected to shaping by a set of specially designed friction tools. The technological process can be divided into two interconnected and continuous stages (Fig. 1, a): the initial formation of a conical bottom section, followed by the subsequent transformation of this bottom into a precise neck structure. These stages are performed sequentially without any interruptions, thanks to the synchronized action of consecutively positioned friction tools mounted on a moving support (Fig. 1, b). The tools, moving tangentially relative to the billet's surface, first form a hermetically sealed bottom (with the shape of a truncated cone characterized by a generatrix inclination angle φ_0 and a vertex diameter close to the desired neck diameter), and then, through further localized deformation, shape the conical section into a stable neck using the second tool. The entire spinning operation, covering both stages, is completed within a single controlled heating cycle and a single coordinated working stroke of the tool assembly.

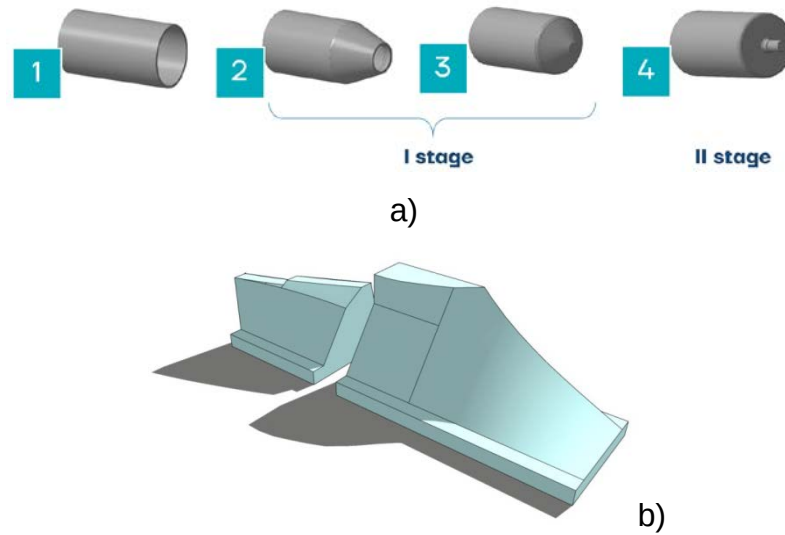


Fig. 1 - Stages of neck formation (a) and arrangement of two consecutive friction tools (b)

Experimental trials have revealed that stable and defect-free formation of small-diameter necks on tubular billets is reliably achieved only when the inner diameter of the formed neck remains no less than ten percent greater than the wall thickness at the neck section ($0.1S_n$). Therefore, the following necessary condition must be strictly satisfied:

$$d \geq 2.1 \cdot S_n. \quad (1)$$

If this critical condition is not met, various types of defects, particularly neck twisting, are likely to occur, severely compromising the quality and performance of the roller. It should also be noted that the wall thickness, which ultimately determines the minimum feasible neck diameter, is dynamically formed during the spinning process and depends not only on the initial material dimensions and degree of reduction but also on a range of additional factors, including the geometry of the friction tools, the thermal conditions, and the specific technological parameters of the spinning process. Therefore, the accurate determination of the minimum neck diameter achievable through rotary friction spinning becomes a key factor in process optimization and ensuring product quality. The general deformation zone scheme of a thin-walled billet during spinning is shown in Fig. 2.

According to the research works conducted by Kaporovich V.G., it has been established that the wall thickness of the deformed section during spinning relates to the current radius via the following theoretical expression:

$$s_i = s_0 \left(\frac{r_0}{r_i} \right)^\omega, \quad (2)$$

where $\omega = f(l, l_0, \alpha, \sigma_s, \mu)$ - is a power-law coefficient that accounts for the influence of the stress-strain state components of the wall.

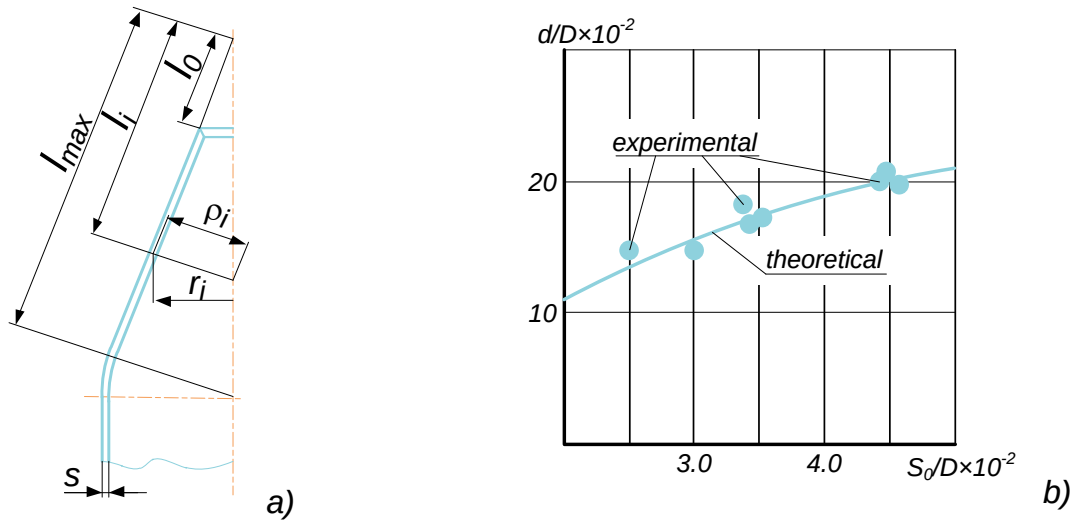


Fig. 2 - Deformation zone of the thin-walled billet during rotary friction spinning.

Further experimental studies carried out by Kogan B.Ya., Shekhet Ya.M., and Kulik O.M. demonstrated a strong and reliable correlation between the experimental values of wall thickness obtained during cone spinning of tubes (with an s/d ratio of approximately 0.15, produced from Steel 10) and the theoretical values derived from a simplified yet accurate expression:

$$s_i = s_0 \sqrt{R_0/R_i}. \quad (3)$$

Given that the probability of defects and process instability significantly increases as operating parameters approach the boundary of stable processing conditions, it is practical and safer for industrial-scale production to operate with a reasonable margin from this critical boundary. Thus, for technological reliability, it is reasonable to introduce a correction factor into equation (3) when determining the actual feasible limits for safe operation.

After applying the appropriate corrections and transformations, the following important expression is obtained:

$$d_n \geq 1.63^3 \sqrt{s_0^2 D}, \quad (4)$$

where d_n represents the minimum reliably achievable neck diameter, and D is the outer diameter of the tubular billet prior to deformation.

Analysis of Results The comparative assessment of theoretical and experimental datasets (Fig. 2, b) confirms a high degree of concordance, validating the applicability of Equation (4) for defining safe process parameters. Consequently, this enables enhanced process control, defect mitigation, and optimized production reliability, substantially extending the operational lifespan of belt conveyor systems in industrial environments.

PHYSICAL SIMULATION OF HYDRODYNAMIC PROCESSES AND INGOT STRUCTURE FORMATION IN A MOLD WITH THE APPLICATION OF ELECTROSLAG HEATING AND LIQUID METAL STIRRING

The traditional technology of steel casting in molds remains the most common method for producing large forging ingots today. This process is characterized by significant volumes of liquid metal, which crystallizes at a low rate under conditions of weak convection. As a result, segregation and shrinkage phenomena develop in the metal, leading to chemical and physical inhomogeneity of the ingot. Therefore, the improvement of technologies for producing large ingots in molds remains a relevant challenge.

A promising method for eliminating shrinkage and segregation defects is the combination of thermal and hydrodynamic effects on the metal pool [1]. This can be achieved through electros slag heating and feeding (ESH) of the ingot, along with forced stirring of the liquid metal by gas flows. Under these conditions, a key factor is understanding the hydrodynamic processes occurring in the metal pool and their impact on the ingot metal crystallization.

The aim of this study was to determine the influence of ESH and forced stirring of the metal melt by a gas jet on hydrodynamic processes in the pool and the features of ingot structure formation during mold casting.

Full-scale studies of the processes accompanying the solidification of large ingots are extremely costly and complex. Therefore, experiments were conducted using the physical simulation method on a cold model [2-3].

The model was created at a 1:15 scale while maintaining geometric similarity to the real object – a 205-ton forging ingot. The model profile replicates the axial cross-section of the mold along with the feeder head. The front and rear walls of the model were made of optically clear plexiglass, allowing observation of melt movement and solid phase formation processes.

To simulate liquid steel, molten sodium thiosulfate ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$) was used. For the reproduction of hydrodynamic flows, a pigment was added to the $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ melt, which was evenly distributed in the pool in the form of suspended particles with neutral buoyancy. The

melt temperature was measured using TR-01A thermocouples and a Wintact WT3160 thermal imaging camera. The recording of hydrodynamic processes and solid phase formation was carried out through video filming.

The pouring of $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ melt into the mold was performed at a temperature of 68–72°C. ESH was simulated by applying oil to the melt surface, which was heated to 52–62°C using a resistive element immersed in oil. The melt stirring was carried out by periodically blowing argon through a ceramic tube (tuyere) with a metal nozzle, which was immersed in the melt. The argon flow rate was selected to maintain a stable free surface of the pool.

The structure of the hydrodynamic flows in the model melt after pouring is characterized by downward liquid streams with a velocity of approximately 4.8 mm/s, localized near the water-cooled walls of the container, and upward flows with a velocity of about 1.5 mm/s, distributed throughout the central part of the pool (Fig. 1a). This flow pattern arises due to thermogravitational convection caused by the cooling effect of the container walls.

When ESH was applied, the structure and intensity of the melt flows changed slightly (Fig. 1b). However, after some time (about 20 minutes), when a solidified layer of sodium thiosulfate formed on the container walls, the melt flows nearly completely stopped throughout the entire pool volume (Fig. 1c). Such solidification conditions, in which no melt stirring occurs, do not promote the formation of chemically homogeneous ingots. In such cases, the use of forced stirring of the metal pool is advisable.

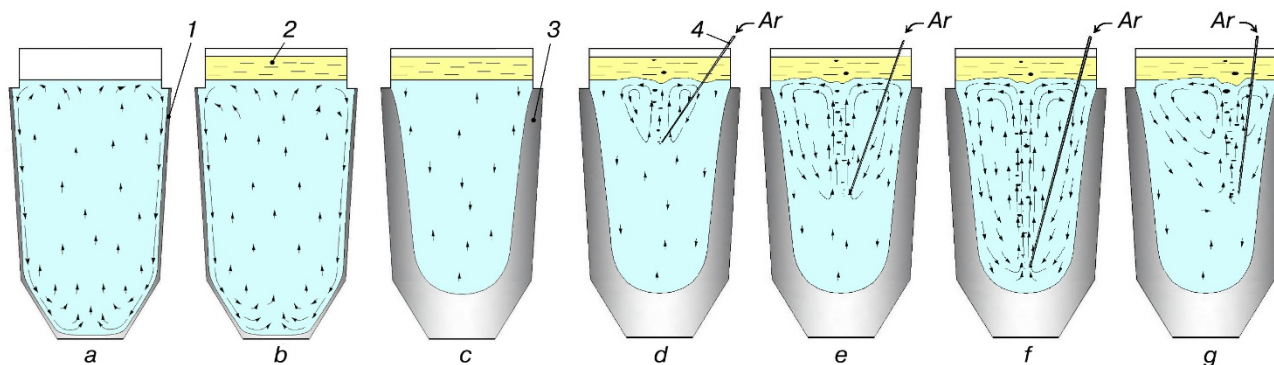


Fig. 1 – Structure of hydrodynamic melt flows without external influence (a), with ESH (b, c), with ESH and gas blowing (d-g): 1 – container wall; 2 – liquid simulating a slag pool; 3 – solidified layer; 4 – tuyere

It was found that gas blowing creates intense melt flows with upward streams spreading from the gas injection nozzle and downward streams near the container walls (Fig. 1 d-h). In this case, the melt flows form only above the gas injection nozzle.

As a result, when the tuyere is immersed to a depth of 30% of the pool depth, melt stirring occurs only in a small volume in the upper part of the container (Fig. 1d). Increasing

the tuyere immersion depth expands the volume of melt involved in the movement (Fig. 1f). When the tuyere is immersed to a depth of ≥ 70 –80 % of the pool depth, a toroidal flow forms throughout the entire volume, and the forced melt streams wash over the crystallization front along its entire length (Fig. 1e). In this case, the maximum velocity of the upward flows along the pool axis reaches 17.0 mm/s, while the downward flows near the container walls reach 9.5 mm/s. With asymmetric tuyere immersion, an asymmetric toroidal melt movement is created, where the melt streams wash over the crystallization front only on one side of the container (Fig. 1h).

Fig. 2 presents the dynamics of the ingot solidification process and the thermograms of its surface. Analysis of the obtained data indicates that the application of ESH leads to a shift of the thermal center into the feeder (head) part of the ingot and an increase in the inclination angle α of the crystallization front (on average from 4.5–6.0° to 7.0–9.0°). This is explained by the presence of an additional heat source in the feeder (head) part of the ingot.

Such a change in the thermal field and the geometry of the crystallization front reduces the likelihood of forming enclosed cavities with melt along the ingot axis, which lack feeding. As a result, favorable conditions are created for eliminating axial porosity.

It was also found that the application of ESH leads to a redistribution of the horizontal and vertical components of the crystallization front progression. In this process, the vertical component of the solid phase advancement gradually increases and, at the final stage of ingot solidification, begins to dominate over the horizontal component. This also creates favorable conditions for eliminating axial porosity and reducing segregation processes.

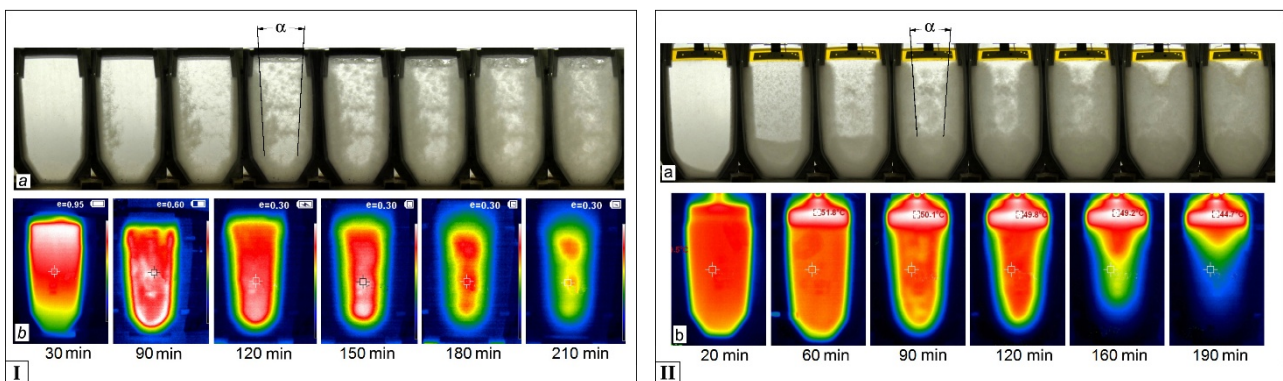


Fig. 2 – Dynamics of the solidification process (a) and thermograms of the ingot surface (b) during their solidification: I – without external influence; II – with ESH and melt stirring

Fig. 3 presents the structure of the model ingots after complete solidification. As seen, the application of metal stirring alone did not lead to a significant improvement in the ingot's

structural formation. However, the combined effect – metal pool stirring together with ESH – ensured the complete elimination of axial porosity and significantly reduced the shrinkage cavity in the feeder (head) part of the ingot. The resulting ingot is characterized by a dense, homogeneous structure without defects and a nearly flat upper surface (Fig. 3 c). In this case, the shrinkage cavity extends to a depth of only 15 mm, which, when scaled to real production, corresponds to 0.22 m. In the production of a 205-ton ingot, this would allow for a 70% reduction in the feeder part's volume, saving up to 25 tons of metal that would otherwise be lost to trimming.

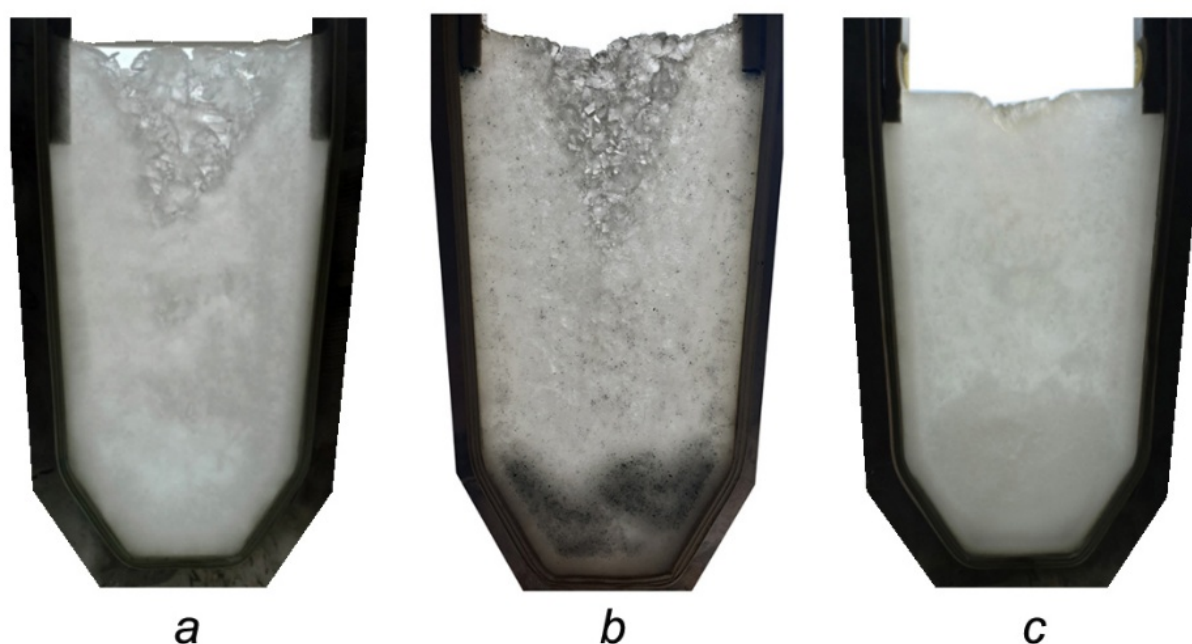


Fig. 3 – Structure of model ingots after complete solidification: *a* – without external influence; *b* – with melt stirring; *c* – with ESH and melt stirring

References

1. V.O. Shapovalov, F.K. Biktagirov, V.V. Barabash, O.V. Hnatushenko, O.M. Gnizdylo, I.V. Protokovilov. New method for improving physical homogeneity of steel ingots. Proceedings of the VII-th International Conference on Welding and Related Technologies. Yaremche, Ukraine, 7-10 October 2024. pp. 21-24. <https://doi.org/10.1201/9781003518518-4>
2. I.V. Protokovilov, V.B. Porokhonko, F.K. Biktagirov et al. (2019). Physical modeling of ingot crystallization in the mold under the conditions of electroslag heating and topping. Electrometallurgy Today. № 3. P.3–9. <https://doi.org/10.15407/sem2019.03.01> [in Russian].

3. I.V. Protokovilov, V.B. Porokhonko (2023). Study of the solidification processes of 205-ton forge ingot on a cold physical model. Theory and practice of metallurgy. № 2. C. 29-36. [in Ukrainian].

UDC 669.3-412

O. M. Smirnov, V. Ye. Ukhin, V. O. Tunyk

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys,
The National Academy of Sciences of Ukraine (PTIMA of the NAS of Ukraine)

A STUDY OF THE FEATURES OF MOLD WEAR FOR COPPER CASTING AND ROLLING LINE

Today, in the manufacturing of copper products in Ukraine, the most effective method is to obtain fire-refined copper from secondary raw materials, since this method allows to ensure a sufficient quality level of industrial copper. This makes it possible to effectively use such copper for the manufacture of electrical, construction and engineering products [1, 2]. At the same time, the most relevant aspect is the development of technologies and equipment for the fabrication of metal products based on the principle of combined casting and rolling technologies. This scheme seems to be especially effective in the case of the production of wire rod for electrical products. Combining the casting and rolling process makes it possible to significantly minimize energy consumption and reduce labor costs for the products manufacturing in contrast to the traditional scheme of rolling from ingots (anodes) [3].

The refined copper obtained in the furnace enters the mixer through a system of heated troughs, and from them is transferred to a high-tech continuous casting and rolling line, which includes a rotary-type continuous casting machine (CCM) and rolling stands. The main element of the mold of a rotary continuous caster is the casting wheel, which largely determines the technological parameters of the casting and rolling line operation. During casting the inner (working) surface of the wheel is destroyed under the influence of mechanical and temperature stresses, which has a detrimental effect on the quality of the resulting continuous cast billet and rolled copper.

In connection with the above, the aim of this work is to study the destruction of the internal surface of a mold for continuous casting of copper onto a trapezoidal billet characteristics and their impact on the quality of the final product.

To achieve this aim, a 1.5 m long sample of a casting wheel after 1260 hours of operation was taken, which was divided into 3 equal parts. The study of the samples showed that possible defects of the internal surface of the mold of a rotary continuous caster are worn and transverse cracks.

Wear of the inner profile of the wheel, in the form of longitudinal depressions and scratches, is most pronounced in the obtuse corners of the trapezoid and in the areas adjacent to them (Fig. 1). The nature of wear allows us to conclude that the reason for its formation is the abrasive effect of the hardened copper billet on the working surface of the mold during the casting process. Changes in the geometric parameters of the casting wheel cavity, due to wear, do not allow obtaining a trapezoidal billet of the given dimensions and producing copper wire rod of the required quality. A change in the geometric dimensions and quality of the casting wheel surface that in contact with the metal, due to wear, causes the formation of local areas in which heat removal conditions deteriorate. This happens due to an increase in the thickness of the gap between the surface of the billet and the casting wheel, and makes it difficult to obtain a trapezoidal billet of a given cross-section and copper wire rod of the required quality.

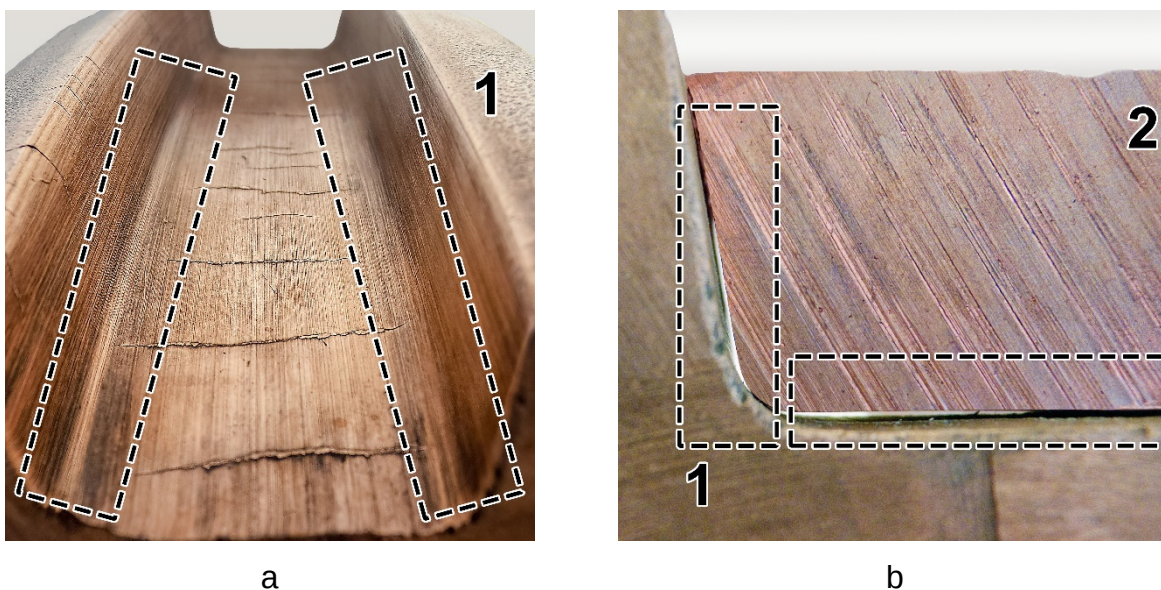


Fig. 1. – Photographs of the rotary continuous caster mold wear: 1 – sample of a casting wheel; 2 – copper billet.

Analysis of the crack surface made it possible to establish that its inner surface is covered with a thin layer of graphite lubricant, which indicates this defect occurrence before the mold was taken out of service. The penetration depth of cracks increases in direct proportion from the periphery of the small base of the trapezoid to its center and can reach 5÷10 mm.

The nature of the distribution and the occurrence of cracks allows us to conclude that they are formed under the influence of significant tensile stresses raised in the working surface of the wheel when it moves in the high temperature area (the area where the liquid melt is supplied).

An equally important factor for crack formation is further intensive cooling of the wheel in the secondary cooling zone. In this operation mode surface layers of the wheel are periodically stretched, which leads to the propagation of tensile stresses in the lower layers. These stresses are oriented parallel to the surface and perpendicular to the billet axis.

Cracks formed on the surface of the wheel have a great influence on the surface quality of the billet. As the crack propagates, the liquid melt can penetrate into them to a depth of 2.0–4.0 mm (Fig. 2, a-b) and weld the billet to the surface of the wheel. Further when the solidified copper bar is separated from the casting wheel and the subsequent fragments weighing 0.5–4.0 g are torn from the billet (Fig. 2, c), which leads to the appearance of gross surface defects in it, significantly reducing the quality of the resulting wire rod.

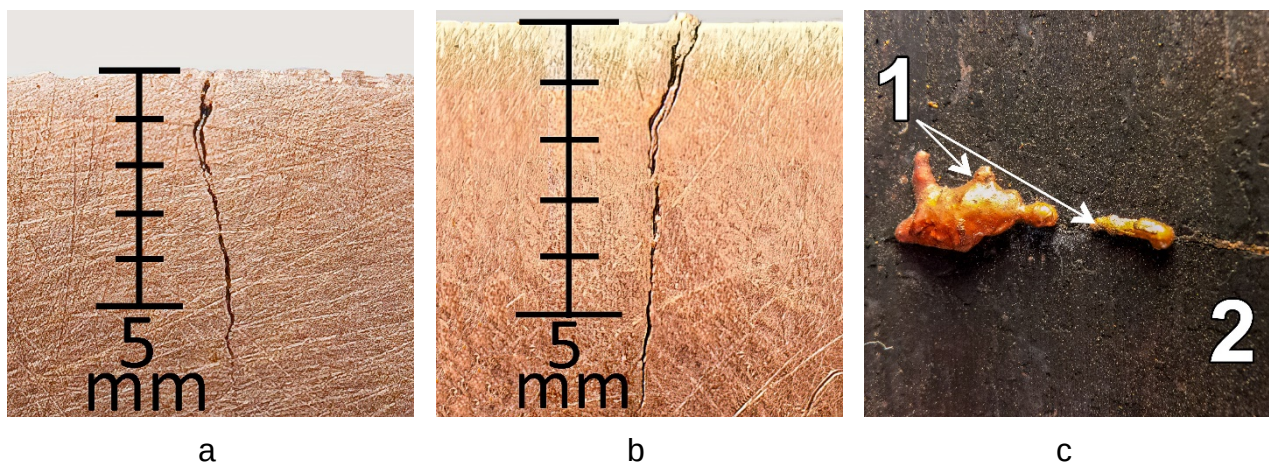


Fig. 2 – Photos of cracks in the rotary casting machine mold: a, b – copper penetration into a crack; c –copper parts (1) torn off from the billet and stuck in the casting wheel (2)

As a result of the research, it was established that the main types of destruction of the inner surface of the casting wheel for production of the continuously cast copper billets are wear and the formation of longitudinal cracks. It was shown that during the casting process liquid copper can penetrate into cracks that formed in the trapezoidal groove of the wheel to a depth of 2-4 mm and weld the billet to the mold of a rotary continuous caster. Thus, the defects are formed on the surface of the billet that does not allow obtaining high-quality wire rod.

To increase the operational durability of the casting wheel, it is advantageously to monitor constantly the profile of its working cavity, avoiding deviations exceeding the maximum permissible values. Deviation of the dimensions and profile configuration from the nominal values will cause uneven contact of the solidifying billet with the wheel walls, which can cause defects in the geometric shape of the copper bar and its surface, which negatively affect the quality of the resulting wire rod.

References

1. Savenkov, Yu. D., Dubodelov, V. I., Shpakovskiy, V. A., Kozhanov, V. A., Shtepan, E. V. (2008). Refined Ukrainian copper. Donetsk: DonNTU publishing. 176 p. [in Russian].
2. Davi, J. R. (2001). Copper and copper alloys. ASM International. P. 153–157.
3. Arderiu, O. G., Properzi, G. (1996). Continuous copper rod production from 100% scrap. Wire Journal International, 29, 75–82.

УДК 658.52:621.762.8

С. В. Аджамський¹, Г. А. Кононенко^{1,2,4}, Р. В. Подольский^{1,2,3}

¹ LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», Україна, Дніпро, info@alt-print.com

² Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, Дніпро

³ Інститут прикладних систем управління НАН України, Україна, Київ

⁴ Національний технічний університет «Дніпровська політехніка»

РОЗРОБКА РАЦІОНАЛЬНИХ РЕЖИМІВ 3-D ДРУКУ ДЛЯ ЗНИЖЕННЯ ШОРСТКОСТІ ПОХИЛИХ НИЖНІХ ПОВЕРХОНЬ СПЛАВУ INCONEL 718

В сучасному виробництві зростає значення технологій, які дозволяють досягати високої якості виробів без необхідності в складних подальших обробках. Одним з перспективних напрямків у цьому контексті є технологія селективного лазерного плавлення (СЛП), що забезпечує створення виробів з майже ідеальною геометрією та високим рівнем механічних властивостей [1-3].

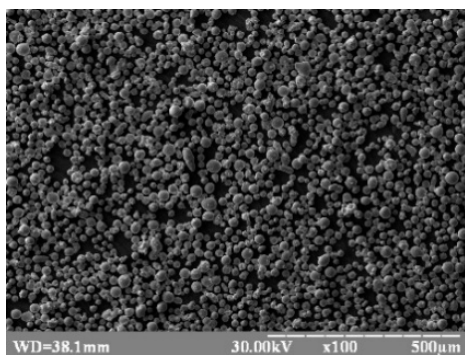
У процесі СЛП металевий порошок повністю розплавляється за допомогою потужного лазерного випромінювання, утворюючи металевий шар, який майже не містить пор, і не потребує подальшої обробки. Це дозволяє досягати рівня механічних властивостей, що рівний або навіть перевищує властивості литих виробів [2].

Основні переваги технології СЛП включають високу точність і унікальність геометрії, високий комплекс механічних властивостей, високу щільність, однорідність мікроструктури і хімічного складу. Крім того, широкий спектр використовуваних матеріалів робить її застосовною в таких галузях як медична і стоматологічна, машинобудівна, автомобільна і аерокосмічна [2-4].

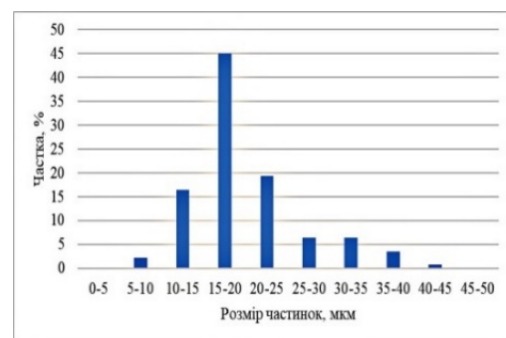
У світлі цих переваг, технологія СЛП не лише відкриває нові можливості для створення складних металевих виробів, але й революціонізує підходи до виробництва в цілому, забезпечуючи ефективність, якість і конкурентоспроможність на ринку [1-3].

Вихідний матеріал для виготовлення зразків був порошок сплаву Inconel 718 [5], який досліджували за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕМ-106 (рис. 1, а) для визначення форми і розмірів частинок. На рис. 1 (б) наведені результати гранулометричного аналізу.

Металографічні шліфи були підготовлені механічним шляхом з заглибленням до 2 мм, як представлено на рис. 2.

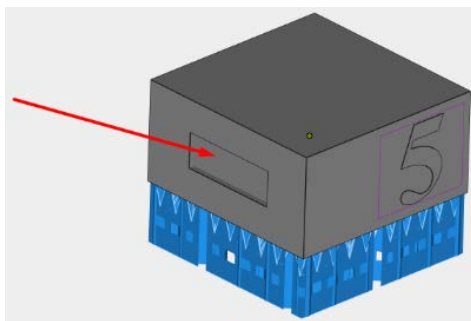


а

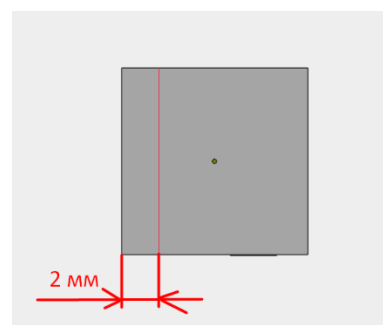


б

Рисунок 1 - Частинки матеріалу Inconel 718 при збільшенні 100 (а), результати гранулометричного аналізу (б)



а



б

Рисунок 2 - Область контролю (а), глибина підготовки шліфа (б).

Мікроструктурні дослідження проводились в зонах перетину областей заповнення. В результаті аналізу траєкторій сканування ці зони були виявлені та визначено їх відстань від бічної грані дослідного зразка, а саме для зразків 1-5 – 0,53, 2,24, 0,79, 0,92, 4,76 мм.

З мікроструктурних досліджень зразків 1-5 в зонах перетину областей заповнення встановлено, що зразки мають упорядковану несучільність на постійній відстані між шарами сканування. Виходячи з аналізу геометричних ознак несучільностей в зразках 1-3 (рис. 3) встановлено, що даний дефект відповідає газовій порі з розміром ~150 мкм.

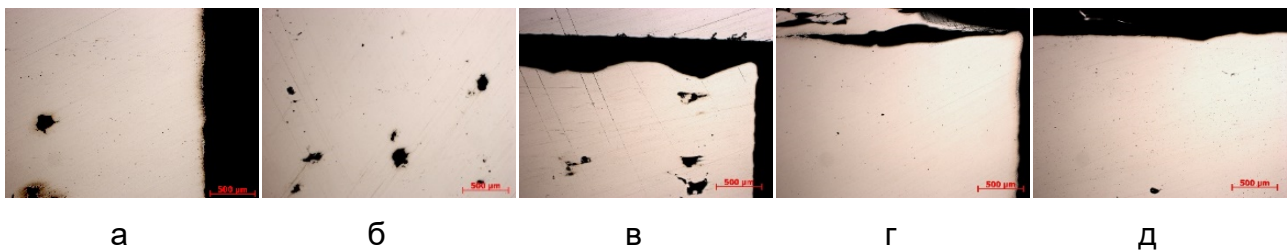


Рисунок 3 - Несучільність в дослідних зразках 1-3 на відповідній відстані до бічної поверхні: а – зразок 1 відстань 0,53 мм, б – зразок 2 відстань 2,24 мм, в – зразок 3 – відстань 0,79мм, в – зразок 4 – відстань 0,92мм, в – зразок 5 – відстань 4,76мм, $\times 50$

При аналізі зразків 4 та 5 (рис. 3) було встановлено, що дослідні зразки мають поодинокі мікропори та оксидні включення, що розташовані хаотично.

За короткий момент часу, через малу довжину основного тіла треку припиняється підведення тепла в ванну розплаву, і вона, завдяки своїм мікроскопічним розмірам починає дуже швидко охолоджуватися і кристалізуватися. При цьому в залежності від розмірів, ванна зазнає змін за рахунок деякого відтоку розплаву з області хвостової частини треку.

ВИСНОВКИ

1. Ґрунтуючись на результатах встановлено, що при невеликих розмірах хвостової частини порівняно з загальною довжиною всього треку ванна розплаву може повністю схлопнутися.

Література:

1. Аджамский С.В., Кононенко А.А., Подольский Р.В. (2020) Исследование влияния режимов SLM-процесса на качество в области контура изделий. Міжнародна конференція «Університетська наука-2020», 1, 157–158. Режим доступу до ресурсу. Режим доступу до ресурсу: http://eir.pstu.edu/bitstream/handle/123456789/17421/%D0%A3_%D0%BA%D0%B0%D1%8F%20%D0%BD%D0%B0%D1%83%D0%BA%D0%B0_2020_%D0%A2_1.pdf
2. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2020) Вплив технологічних параметрів SLM-процесу на пористість металовиробів. Автоматичне зварювання, 10, 14–20. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.10.03>
3. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2021) Підвищення продуктивності слп-процесу шляхом регулювання діаметра фокусної плями променю лазерного пучка. Автоматичне зварювання, 5, 21–27. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.05.03>
4. S. V. Adzhamsky, H. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, Analysis of Structure after Heat Treatment of Inconel 718 Heat-Resistant Alloys Made by SLM-Technology, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 43, No. 7: 909–924 (2021) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.43.07.0909.
5. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2022) Дослідження впливу зміни швидкості сканування лазера на область поверхні з жароміцного сплаву Inconel 718. Міжнародна конференція «Литво. Металургія 2022», 179–182.

ЯКІСНИЙ ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ВЕРХНЬОГО ПРОДУВАННЯ НА ІНІЦІЮВАННЯ ТА РОЗПОВСЮДЖЕННЯ ХВИЛЬ У РІДКІЙ ВАННІ

Процес утворення та характер розповсюдження хвиль у ванні під час плавки може суттєво впливати на показники киснево-конверторного процесу. Це пов'язано з тим, що хвильоутворення чинить істотний вплив як на хід плавки (зміна рівня рідкої ванни, швидкість тепло - і масоперенесення) так і на загальні технологічні показники процесу в цілому (бризковиніс, викиди і виноси, знос футеровки та ін) [1].

Хвильоутворення є складним гідродинамічним явищем вивчення якого на промислових конверторах пов'язано з значними складнощами викликаними дією високих температур, наявності агресивних середовищ, перешкодами виробництву тощо, тому для дослідження гідродинамічних процесів у металургії зазвичай вдаються до моделювання [2].

Одним з найбільш розповсюджених та ефективних методів моделювання, що використовують у металургії є – «холодне» моделювання, яке дозволяє досліджувати та отримувати дані про перебіг процесів у рідкій ванні.

При «холодному» моделюванні гідродинамічних процесів у кисневих конверторах основна кількість досліджень було спрямована на вивчення режимів взаємодії струменів з ванною [3], параметрів реакційної зони [4], бризковинісу з реакційної зони [5-7]. Питанням процесів хвильоутворення було приділено слабку увагу й в основному ці питання вивчали для конверторів донного та комбінованого дуття [8-10]

На початковому етапі досліджень процесів ініціювання та розповсюдження хвиль у ванні при верхньому продуванні виходили з положень роботи [11] згідно з якою до основних факторів, які впливають на появу і розвиток хвиль в конверторі прийнято відносити гідро-газодинамічні сили, що виникають в рідкій при впровадженні кисневих струменів у рідку ванну та залежать від, параметрів дуття, конструкції фурм, геометрії ванни тощо.

Згідно з рекомендаціями робіт [12,13] при вивченні на «холодних» моделях загальної гідродинаміки рідкої ванни, процесів у зоні взаємодії, а також виносів та вибросів, необхідно досягати ідентичності стану струменя газу на виході з сопла, тобто

забезпечувати сталість значення числа Маха (Ma) для промислових та модельних сопел. В киснево-конверторному процесі для продування використовують сопла Лавалю [1], які забезпечують формування понадзвукового кисневого струменя, тому для забезпечення подоби значень чисел Маха при проведенні моделювання процесу хвилювання у рідкій ванні за допомогою 3D друку були виготовлені модельні сопла Лавалю.

Зміну сили впливу газового струменя на рідку ванну при проведенні моделювання здійснювали за рахунок використання сопел з різними значеннями критичних діаметрів (1,2 та 3 мм), зміни положення фурми над рівнем ванни та тиску дуття.

Фіксування поведінки струменя та процесу хвилювання здійснювали за рахунок швидкісної відеозйомки (240 fps).

Для киснево-конверторного процесу найбільш характерним режимом взаємодії між газовими струменями і рідкою металевою ванною є режим «глибокого проникнення», який спостерігається переважну частину періоду продування [1]. Тому при моделюванні процесу хвилювання досліджували його виникнення та розвиток у цьому режимі взаємодії. На рисунку 1 представлено кінограми взаємодії між газовими струменями і рідкою ванною у режимі «глибокого проникнення» та його вплив на хвилювання при різних параметрах продування.

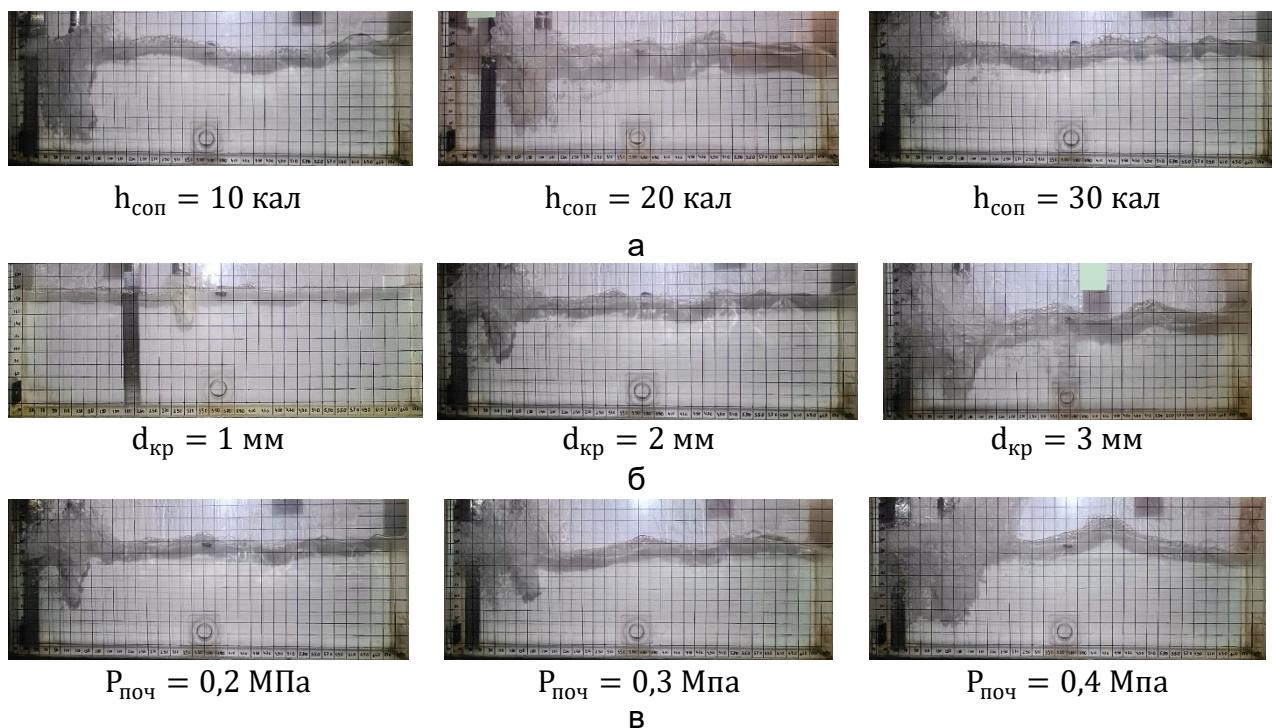


Рисунок 1 Вплив газового струменя на хвилювання у рідкій ванні при різних параметрах продування

а – вплив висоти розташування сопла над рівнем ванни (сталі параметри продування $d_{кр} = 2$ мм, $P_{поч} = 0,2$ МПа, $\alpha = 0^\circ$);

б – вплив критичного діаметра сопла (сталі параметри продування $P_{поч} = 0,2$ МПа, $h_{соп} = 30$ кал., $\alpha = 0^\circ$);

в – вплив тиску дуття (сталі параметри продування $d_{кр} = 2$ мм, $h_{соп} = 30$ кал., $\alpha = 0^\circ$);

Аналіз кінограм взаємодії між газовими струменями і рідкою ванною виявив, що найменший вплив на хвилютворення та характер розповсюдження хвиль у рідкій ванні оказує висота розташування сопла над рівнем рідкої ванни (рис.1 а). При малих значеннях висоти розташування сопла у ванні сили динамічного напору газового струменя на поверхню рідкої ванни достатньо для ініціювання у ванні помітного хвилютворення. При цьому основним джерелом хвилютворення виступають крупні газові масиви, що виділяються з зони взаємодії струменя з рідиною. Хвилі, що утворюються мають значну довжину, та помірну амплітуду, гребні хвиль вільно досягають стінок моделі, де відбувається їх руйнування.

Збільшення висоти розташування сопла над рівнем ванн та відповідне зменшення значень динамічного напору газового струменя у поверхні рідкої ванні призводить до зміни картини хвилютворення. При скороченні глибини проникнення газового струменя у рідину починає спостерігатися більш інтенсивне утворення виплесків рідини з реакційної зони які починають додатково впливати на хвилютворення, у ванні, кількість хвиль на поверхні рідини збільшується, а їх довжина й амплітуда скорочується. Утворення помітних зворотних хвиль та виплесків при контакті хвиль зі стінкою моделі практично не спостерігається

Вплив на хвилютворення початкового тиску дуття та критичного діаметру сопел Лавалля, кінограми яких наведено на рис 1б та 1в, є практично ідентичним для обох параметрів. Такий характер взаємодії пов'язаний з тим, що збільшення значень цих параметрів призводить до зростання значень динамічного напору газового струменя у ванні.

При невеликих значеннях динамічного напору газового струменя у ванні спостерігається незначне хвилютворення за рахунок пульсацій зони взаємодії газового струменя з рідиною. Хвилі, що утворюються мають невелику довжину, та незначну амплітуду, гасіння хвиль відбувається протягом їх руху до стінки моделі.

Зі збільшенням динамічного напору отримує розвиток інтенсивне хвилютворення. У цьому режимі кількість хвиль у ванні збільшується і їх зовнішній вигляд може

наближатися до гармонійного коливання. У порівнянні з режимом незначного хвилювання довжина хвиль скорочується, а амплітуда зростає, біля стінок спостерігаються формування відбівних хвиль, що може призводити до їх взаємного накладання та гасіння. Інтенсивність й висота викидів з зони взаємодії збільшуються.

Подальше зростання динамічного напору призводить до формування остаточної картини розвинутого хвилювання. Головну роль у її формуванні відіграють крупні газові об'єми, що формуються при пульсуванні зони впровадження струменя у рідину та виділяються з реакційної зони, а також виплески рідини, що при цьому утворюються висота яких може у декілька разів перевищувати відстань від зріза фурми до поверхні рідини. При такій взаємодії у ванні формується одна-дві хвилі довжина яких може складати до половини розміру моделі, а амплітуда значно перевищувати рівень спокійної ванни. При контакті цих хвиль зі стінкою формується зворотня хвиля та всплески, що підіймаються вгору по стінці моделі. Зворотня хвиля, при зустрічі з гребнем набігаючої хвилі також утворює всплески та сприяє гасінню набігаючої хвилі.

Виходячи з того, що найчастіше продування у кисневих-конверторах процесу з верхнім продуванням відбувається при високих значеннях динамічного напору кисневих струменів можливо висунути припущення, що основними причинами виникнення хвиль у конвертерній ванні є пульсування зони впровадження струменя у рідину та інтенсивне газовиділення у прифурменому просторі крупних газових об'ємів, а процес розповсюдження хвиль відбувається у режимі розвинутого хвилювання з періодичним формуванням одиночних хвиль зі значною амплітудою.

Список літератури

1. Бойченко Б.М., Охотський В.Б., Харлашин П.С. Конвертерне виробництво сталі: теорія, технологія, якість сталі, конструкції агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія: Підручник. Дніпропетровськ: Дніпро-ВАЛ, 2004. 454 с.
2. Червоний, І. Ф. Техніка металургійного експерименту / І. Ф. Червоний, С. Г. Єгоров, І. Є. Лукошніков, Р. М. Воляр ; ЗДІА. - Запоріжжя : ЗДІА, 2011. - 189 с.
3. Molloy N.A. Impinging jet flow in a two-phase system: the basic flow pattern/ N.A. Molloy// Journal of the iron and steel institute, - 1970. Vol. 208, №. 10, pp. 943-950.
4. Koria, S. C. Penetrability of impinging gas jets in molten steel / S. C. Koria, K. W. Lange // Steel Research 1987 - Vol. 58. № 9, -P. 421–426. doi:10.1002/srin.198700241
5. Sabah S. Splashing in Oxygen Steelmaking / S. Sabah, G. Brooks // ISIJ International 2014. Vol. 54, №. 4, pp. 836–844. doi:10.2355/isijinternational.54.836

6. Luomala M. J. A novel approach in the estimation of splashing in the BOF / M. J. Luomala, E. O. Virtanen, P. T. Mure, T. P. Siivola, T. M. J. Fabritius, J. J. Härkki // Steel Research. 2002. Vol. 73. № 1. p. 9–14. <https://doi.org/10.1002/srin.200200166>
7. He Q.L. A model study of droplet generation in the BOF steelmaking / Q. L. He, N. Standish // ISIJ International 1990, Vol.30, No.5, p.305-309. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.30.305>
8. Волнообразование в конверторе при комбинированной продувке / В. И. Баптизманский, Ю. Н. Борисов, А. М. Лонский, В. И. Трубавин, В. А. Махницкий, О. А. Булавка // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия . 1987 . N 8 . – С. 21-23 .
9. Kato Y. Wave Motion of Metal Bath in Bottom Blowing Converter / Y. Kato, K. Nakanishi, T. Nozaki, T. Emi // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan 1985. Vol. 25. № 6, - pp. 459–466. doi: 10.2355/isijinternational1966.25.459
10. Юшкевич П.О., Молчанов Л.С. Холодное моделирование циркуляционных потоков в конвертерной ванне при комбинированной продувке // Металознавство та термічна обробка металів. 2017. № 3. С. 54 – 50.
11. Сурин В.А., Назаров Ю.Н. Массо - и теплообмен, гидрогазодинамика металлургической ванны М.: Металлургия, 1993. — 352 с.
12. Капустин Е. А. К моделированию продувки жидкой стали кислородом. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 1972. N 11. – С.186-187.
13. Баптизманский, В. И. О холодном моделировании гидродинамики сталеплавильного конвертора / В. И. Баптизманский, Ю. С. Паниотов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 1989. N 6 . – С. 26-30.

**О. І. Бабаченко¹, Г. А. Кононенко^{1,2}, Т. В. Кімстач^{1,3}, Р. В. Подольський^{1,4},
О. А. Сафронова¹**

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, України, Дніпро

²Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», України, Дніпро

³Український державний університет науки і технологій, України, Дніпро

⁴Інститут прикладних систем управління НАН України, Україна, Київ

ОБГРУНТУВАННЯ ВИБОРУ МАТЕРІАЛУ ДЛЯ БРОНЕЗАХИСТУ ВІДПОВІДНО ДО УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ: ВІД ТРАДИЦІЙНИХ СТАЛЕЙ ДО ІННОВАЦІЙНИХ СПЛАВІВ

У серійному виробництві для виготовлення виробів спеціального призначення найчастіше використовують високоміцні та ультрависокоміцні спеціальні сталі з тимчасовим опором розриву $\sigma_B = 1500 - 2350$ МПа, з системою легування, в абсолютній більшості випадків, Cr-Ni-Mo та інш. й обмеженням максимально допустимого вмісту вуглецю (не більше 0,30 % для товщин до 100 мм) [1].

Однією з головних характеристик сталей спеціального призначення є твердість, яка забезпечує необхідну стійкість проти уражень. Наряду з високою твердістю сталі повинні мати досить високі показники пластичності і в'язкості (відносне звуження від 25 до 40 %) [2], це необхідно для забезпечення поглинання енергії вибухової хвилі, що призводить до деформації металу, але не до його розриву або розколу [3-5]. При цьому, для забезпечення маневреності та високої швидкості транспортних засобів захисний матеріал не повинен бути занадто важким.

Однією з важливих технологічних характеристик високоміцних сталей є зварюваність [4]. Стійкість металу в області зварних з'єднань повинна дорівнювати стійкості основного матеріалу, що забезпечує цілісність конструкції броньового захисту при впливі засобів ураження. Складністю при зварюванні сталей для броні є висока схильність металу шва і зони термічного впливу до появи холодних і гарячих тріщин, а також утворення структур, які знижують опір зварних з'єднань крихкому руйнуванню. Сталь повинна також мати хорошу оброблюваність різанням, технологічність при правці, згинанні, штампуванні [3-7].

Для військових об'єктів сталь для броньового захисту використовується у вигляді листового прокату і плит: катаних, катаноківаних або литих товщиною до 200 мм і більше. Залежно від спектру застосування, існує три основні види сталей броньового

захисту: сталі для бронювання важкої техніки, сталі для бронювання легкої техніки; сталі широкого спектра застосування [6]. Типовими представниками сталей для бронювання важкої техніки є броньові сталі марки MARS 190 (Франція) та ARMOX 370S (Швеція). Сталі ARMOX 300S та ARMOX 400S також відносяться до зазначеного класу міцності, але при цьому через нижчий вміст вуглецю необхідний рівень міцності (твердості) реалізується на цих сталях за рахунок гартування та низького відпустку. В якості сталей, що використовуються до цього класу у країнах СНД слід віднести 42СМ, БТ70Ш.

Типовими представниками сталей для бронювання легкої техніки є броньові сталі марки MARS 240 (Франція), ARMOX 500S (Швеція), 2П, 7 (СНД). Типовими представниками класу сталей широкого спектру застосування є броньові сталі марки MARS 270 (Франція), ARMOX 560S (Швеція), 77 та 88 (СНД). Склад і механічні властивості деяких марок и сталей спеціального призначення представлені у табл. 4 [1,7-8].

Слід відмітити, що пошуки складу сталей для виготовлення кращого типу броні продовжуються. Так, наприклад, Німецька компанія IBD Deisenroth Engineering працювала спільно зі своїми постачальниками над розробкою нової високоміцної азотистої сталі. У порівняльних випробуваннях з існуючою сталлю Armoх500Z High Hard Armour вона показала, що захист від стрілецьких боєприпасів калібру 7,62x54R може бути досягнутий за рахунок застосування листів, що мають товщину близько 70 % від товщини, необхідної при використанні попереднього матеріалу. Британська Лабораторія оборонної науки та технології DSTL у співпраці з компанією Coras анонсувала броньову сталь, названу Super Bainite. Виготовляється вона за допомогою процесу, відомого як ізотермічне загартування, вона не вимагає дорогих присадок для запобігання тріщиноутворенню в процесі виробництва. Новий матеріал створюється за рахунок нагрівання сталі до 1000 °С, наступного охолодження до 250 °С, потім витримування за цієї температури 8 годин перед остаточним охолодженням до кімнатної температури.

У роботах [2,4,9] представлені порівняльні характеристики працездатності, сплавів алюмінію та титану і сталей при імпульсних ударних навантаженнях:

- питома жорсткість, яка визначає деформацію елемента конструкції для сталі, сплавів алюмінію та титану практично однакова і становить відповідно $2,7 \cdot 10^6$, $2,9 \cdot 10^6$ та $2,5 \cdot 10^6$ м. Отже, загальна деформація елемента конструкції, виготовленого з цих сплавів у рівній масі для схеми розтягування та стискання практично однакова;

- питома міцність при розтягуванні, що визначає опір кратероутворенню і зрізу, що становить для високоміцних сталей ($\sigma_v = 1000 \dots 2000$ МПа), сплавів алюмінію ($\sigma_v = 400 \dots 600$ МПа) і титану ($\sigma_v = 1000 \dots 1400$ МПа), відповідно 26,0; 22,6 і 31,7 км, тобто

в порівнянні зі сталлю на 10 % менше для сплавів алюмінію і на 20 % більше для сплавів титану;

- в'язкість руйнування для високоміцних низьколегованих сталей та сплавів титану практично однакова $K_{1c} = 60...80 \text{ МПа м}^{1/2}$, для сплавів алюмінію в 2 рази менше $K_{1c} = 30...40 \text{ МПа м}^{1/2}$. Розгін частинок ударною хвилею зростає із зменшенням щільності матеріалу і для тиску $P = 50 \text{ ГПа}$ масова швидкість частинок становить [10] для сталей 1200 м/с, сплавів титану – 1700 м/с та алюмінієвих сплавів – 2200 м/с. Це визначає значно менший опір відколу $\sigma_{від}$ при імпульсному ударному навантаженні легких сплавів [10], що становить для сплавів алюмінію 1000...2000 МПа, титану – 3000...4000 МПа, сталей – 4000...6000 МПа;

- сталь має приблизно в 2 рази меншу стисливість в порівнянні з алюмінієм, титан має проміжне значення стисливості, а ударне зміцнення (і окрихчування) низьколегованих високоміцних сталей менш інтенсивне, ніж сплавів алюмінію та титану.

Висновки:

Результати аналізу свідчать, що найбільш сприятливим поєднанням властивостей володіють середньолеговані високоякісні та особливо високоякісні сталі. Сплави алюмінію та титану можуть бути застосовані в тих випадках, коли характеристики по масі мають особливо важливе значення за умови додаткового докладного аналізу працездатності.

Література

1. Ultra High Hard Armor–Mars 240 For Sale Bozhong Metal. URL: <http://www.manufacturer.cc/product-detail/mil-dtl-46100-reve-14720288031294656.Html>
2. Rosenberg Z., Dekel E. Terminal Ballistics. Springer-Verlag Berlin Heidelberg. 2012. 323 p.
3. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels. London: The Institute of Materials, 2001. 460 p.
4. Garcia-Mateo C., Sourmail T., Caballero F.G., Smanio V., Kuntz M., Ziegler C. Nanostructured steel industrialisation: plausible reality // Mater. Sci. Techn. 2014. V. 30. № 9. P. 1071–1078.
4. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels: theory and practice. Maney Publishing. Leeds. UK, 2015. 616.
5. Navarro-Lopez A., Sietsma J., Santofimia M.J. Effect of prior athermal martensite on the isothermal transformation kinetics below M_s in a low-C High-Si steel // Metallurgical and Materials Transactions. – 2016. – Vol. 47A. – P. 1028–1039.

6. Yi H.L., Chen P., Bhadeshia H.K.D.H. Optimizing the morphology and stability of retained austenite in a δ -TRIP steel // Metallurgical and Materials Transactions. – 2014. – Vol. 45A. – P. 3512–3518.
7. On the low temperature strain aging of bainite in the TRIP steel / I. Timokhina, H. Beladi, X.-Y. Xiong, P.D. Hodgson // Metallurgical and Materials Transactions. – 2013. – Vol. 44A. – P. 5177–5191.
8. Caballero F. G., Bhadeshia H. K. D. H., Mawella K. J. A., Jones D. G., Brown P. Very strong low temperature bainite. Material Science and Technology. 2002. № 18. P. 279–284.
9. Caballero F. G., Miller M. K., Babu S. S., Garcia-Mateo C. Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel. Acta Materialia. 2007. Vol. 55. Iss. 1. P. 381–390. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.08.033>
10. Bhadeshia H. K. D. H., Edmonds D. V. The bainite transformation in a silicon steel. Metall Trans A. 1979. Vol. 10. Iss. 7. A. P. 895–907. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02658309>
11. Bhattacharyya T., Singh S. B., Das S., Haldar A., Bhattacharjee D. Development and characterisation of C–Mn–Al–Si–Nb TRIP aided steel. Materials Science and Engineering : A. 2011. Vol. 528. Iss. 6. P. 2394–2400. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.11.054>.

УДК 669.13.019.31:667.15

О. І. Бабаченко¹, Г. А. Кононенко^{1,2}, Р. В. Подольський^{1,3}, О. А. Сафронова¹

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, України, Дніпро

²Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», України, Дніпро

³Інститут прикладних систем управління НАН України, Україна, Київ

ВПЛИВ МІКРОСТРУКТУРНИХ ПАРАМЕТРІВ ПЕРЛІТНИХ СТАЛЕЙ НА ЗНОСО-СТІЙКІСТЬ ПАРИ КОЛЕСО-РЕЙКА

У зв'язку з розвитком технологій до конструкційних сталей висуваються все жорсткіші технічні вимоги. Сталі, які застосовуються для виготовлення відповідальних елементів, повинні поєднувати високу міцність з достатньою стійкістю до дії динамічних навантажень. Інакше кажучи, матеріал має забезпечувати надійність і тривалий термін експлуатації [1]. Перлітна сталь широко застосовувалася в залізничній галузі,

однак звичайна її модифікація схильна до утворення дефектів, таких як викришування головки рейки при контакті з колесами, що може призвести до поломки рейки та значних витрат часу і коштів на обслуговування [2].

Рейки як елементи залізничного шляху зазнають змінних навантажень, тому матеріал повинен мати високий опір втомі, а деталі, що труться, — підвищену зносостійкість. Саме зносостійкість є визначальною характеристикою ефективності системи колесо-рейка, адже саме вона впливає на довговічність елементів.

Механічні властивості сталі визначаються такими чинниками, як вміст вуглецю, легування, дисперсність структури, розмір зерна та ступінь наклепання. Зазвичай підвищення границі плинності та міцності супроводжується зниженням пластичності, ударної в'язкості та в'язкості руйнування[3]. Досягти високої міцності без втрати пластичності й в'язкості є складним і суперечливим завданням матеріалознавства. Тому при виборі хімічного складу конструкційних сталей та режимів їх термічної обробки доцільно використовувати методи, які мінімізують втрати пластичних і в'язких властивостей.

Основні експлуатаційні характеристики рейок з конструкційних сталей залежать від їхніх механічних властивостей [4]. Сучасні вимоги до залізничних рейок передбачають їх виготовлення з перлітних сталей. Зносостійкість рейок у системі колесо-рейка є однією з ключових характеристик працездатності. Знос визначається як зміна форми поверхні головки рейки в зоні контакту з колесом під дією експлуатаційних навантажень [5]. Хоча твердість традиційно застосовувалась для оцінки зносостійкості перлітних сталей, вона не є єдиним чинником, що визначає опір зношуванню. У перлітних сталях зносостійкість підвищується зі збільшенням вмісту вуглецю та зменшенням міжпластинчастої відстані в структурі перліту.

Перліт складається з чергування шарів фериту та карбиду заліза. Відстань між цими шарами змінюється в залежності від температури охолодження після прокатки: чим швидше охолодження, тим менша відстань, тим вища твердість — особливість, характерна для рейок із загартованою головою. Підвищений вміст вуглецю збільшує об'ємну частку твердих карбідів заліза, які орієнтуються паралельно до зношеної поверхні, покращуючи опір зносу.

Розмір міжпластинчастої відстані визначає характер деформації карбідних шарів у зоні контакту. Товсті пластини ($>101,6 \times 10^{-6}$ мм) схильні до руйнування під значним навантаженням, тоді як тонші ($<10,16 \times 10^{-6}$ мм) здатні деформуватися пластично без утворення тріщин [6]. Наприклад, стандартна рейкова сталь (300 HB) має середню мі-

жпластинчасту відстань близько $152,4 \times 10^{-6}$ мм, тоді як у загартованих головках — близько $76,2 \times 10^{-6}$ мм [5-7]. Слід враховувати, що ці значення є середніми і можуть варіюватися. Отже, мікроструктури з тоншими карбідами мають більшу ймовірність уникнути руйнування і краще протистояти зношуванню.

Точний механізм утворення зношених частинок залишається невизначеним, але можна припустити, що мікроструктури, в яких карбіди тріскаються та утворюють порожнини, поступаються в зносостійкості тим, де карбіди деформуються пластично.

Підсумовуючи, у перлітних сталях підвищена зносостійкість досягається за рахунок збільшеного вмісту вуглецю та зменшеної міжпластинчастої відстані, що забезпечується процесом термічного оброблення головки рейки. Таким чином, удосконалення структури перлітних сталей шляхом контролю мікроструктурних параметрів є ключовим напрямом підвищення надійності залізничної інфраструктури, що відповідає зростаючим вимогам сучасного транспорту.

Висновки:

Мікроструктури з тонкими шарами цементиту чинять менший опір пластичній деформації і не зазнають ламкого руйнування, що робить їх більш ефективними в умовах циклічних навантажень та зношування.

Література:

1. Гуляев А.П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М.: Металлургия. 1977. – 646 с.
2. Ueda. M.; Matsuda. K. Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels. Wear 2020. 444–445. 203120.
3. H. de Boer et al.. "Naturally Hard Bainitic Rails with High Tensile Strength." Stahl und Eisen. Vol. 115. No. 2.1995. pp. 93-98.
4. N. Jin. "Mechanical Properties and Wear Performance of Bainitic Steels." Ph.D. Thesis. Oregon Graduate Institute. Portland. OR. 1995.
5. N. Jin and P. Clayton. "Effect of Microstructure on Rolling/Sliding Wear of Low Carbon Bainitic Steels." Wear. Vol. 202.1997. pp. 202-207
6. W. Heller and R. Schweitzer. "Hardness. Microstructure and Wear Behavior of Steel Rails." 2nd. International Heavy Haul Railway Conference. Colorado Springs. Colorado. 1982. pp. 282-286.
7. Розробка сталей для металопродукції залізничного призначення. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Рослик О.В., Майстренко К.М., Подольський Р.В. Дніпро. «Домінанта-принт». .2021. 298 стор.

АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ БІОМАТЕРІАЛІВ В ПРОЦЕСАХ ПРЯМОГО ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА

Біомаса є вуглецево-нейтральним і відновлюваним джерелом енергії, тому актуальним є її використання для заміни викопного палива, зокрема вугілля, у промислових процесах. Порівняно з вугіллям, біомаса має перевагу у значно нижчому вмісті золи та сірки, а також деякі недоліки, такі як вища вологість, менша щільність енергії, менша здатність до подрібнення. Властивості біомаси, однак, можна регулювати, виконавши відповідну попередню обробку, таку як сушка, торрефікація, гідротермальна карбонізація або навіть піроліз [1].

У сучасних умовах активного пошуку екологічно чистих та енергоефективних технологій металургійної галузі, все більшої уваги набуває використання біоматеріалів у процесах прямого відновлення заліза (DRI). За високих температур залізна руда може бути відновлена до металевого розплаву або металеві губки за допомогою з використанням біомаси як відновника. Біомаса відрізняється відносно високою швидкістю реакції та за рахунок низького вмісту золи зменшується вихід шлаку.

Коли суміші біомаси та залізорудних матеріалів обробляється в контрольованій атмосфері при високих температурах (як правило, понад 800 °C), першим процесом, який відбувається, є піроліз біомаси з утворенням неконденсованих продуктів (газу), конденсованих летких речовин (смоли) і біовугілля. Біомаса та продукти піролізу біомаси, біовугілля та леткі продукти можуть взаємодіяти із залізною рудою та сприяти її поступовому відновленню до металевого заліза [2]. У той же час залізо, що утворюється, може впливати на біомасу: з одного боку, воно може сприяти крекінгу летких речовин, збільшуючи вихід газоподібних продуктів піролізу порівняно з продуктами, що конденсуються, з іншого боку, оксиди можуть діяти як донори кисню та сприяти окисленню та газифікації біомаси та продуктів біомаси [3].

Кінетика всіх цих явищ і їх взаємодія, а також вихід і властивості газоподібних і твердих продуктів мають велике значення для протікання відновних процесів.

Широко досліджується два основних напрямку використання біоматеріалів для процесів відновлення заліза: використання твердого вуглецю біомаси та використання продуктів газифікації біомаси. В роботі [4] досліджувалось відновлення залізної руди за допомогою різних відновників, таких як вугілля біомаси (відходи деревини), викопне вугілля та кам'яновугільний кокс. За результатами роботи встановлено, що вугілля біомаси має найкращі властивості для процесу відновлення порівняно з вугіллем і коксом. Відновлення заліза відбувається при нижчій температурі, ніж для вугілля та коксу, а максимальна швидкість реакції вища в 1,5 рази. В роботі [5] досліджувались процеси відновлення DRI окатишів синтез-газом, виробленим з біомаси. Досягнуто ступінь відновлення 88,1 % при 850 °C і 99,95 % при 1050 °C. Встановлено, що швидкість відновлення контролюється хімічною реакцією на межі розділу тверда речовина–газ, та визначається з уявною енергією активації.

Загалом, однак, дані про взаємодію між біомасою та залізородними матеріалами рудами при прямому відновленні заліза отримані в недостатньому об'ємі, зокрема, бракує як визначених кінетичних закономірностей, так і детальної інформації про фізико-хімічну та структурну зміну залізородних матеріалів в процесі відновлення.

Важливим аспектом є також доступність біомаси в регіонах із розвиненим сільським господарством або лісовим господарством, в тому числі Україні, що відкриває можливості для створення замкнених виробничих циклів та локальних ланцюгів постачання.

Проте існують і певні виклики, пов'язані з нестабільністю хімічного складу біоматеріалів, потребою в адаптації існуючого обладнання та техніко-економічною оцінкою впровадження таких інновацій. Загалом, аналіз свідчить про високу потенційну ефективність застосування біоматеріалів у процесах прямого відновлення заліза за умови комплексного підходу до розробки технологій, стандартизації сировини та врахування регіональних особливостей.

Висновки: Використання біомаси в процесах прямого відновлення заліза є перспективним напрямком досліджень. Це дозволить знизити витрати викопного палива та зменшити вплив металургії на навколишнє середовище. При цьому за рахунок кращої реакційної здатності відновників на основі біомаси та низькому вмісті золи в них можливе покращення технологічних показників процесів прямого відновлення заліза.

Список літератури

1. Ueki Y., Yoshiie R., Naruse I., Ohno K. I., Maeda T., Nishioka K., Shimizu M.: 'Reaction behavior during heating biomass materials and iron oxide composites, *Fuel*. 2013, № 104. pp. 58–61.
2. Pineau A., Kanari N., Gaballah I.: 'Kinetics of reduction of iron oxides by H₂: part I: low temperature reduction of hematite', *Thermochim. Acta*. 2006, № 447. pp. 89–100.
3. Pineau A., Kanari N., Gaballah I.: 'Kinetics of reduction of iron oxides by H₂: part II: low temperature reduction of magnetite', *Thermochim. Acta*. 2007, № 456. pp. 75–88.
4. Wei R. F., Li J. X., Long H. M., Wang P., Gao G., Lin G. P.: 'Reduction kinetics of carbon-containing pellets made of dust and sludge under weak oxidizing atmosphere', *Chin. J. Process Eng.* 2011, №11. pp. 429–505.
5. Hameed S., Ramzan N., Rahman Z. U., Zafar M., Riaz S.: 'Kinetic modeling of reduction zone in biomass gasification', *Energy Convers. Manage.* 2014, № 78. pp. 367–373.

УДК 669:162.1

В. В. Бочка, М. В. Ягольник, А. В. Сова, М. М. Олексієнко, К. В. Шмат

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ОСОБЛИВОСТІ ВПЛИВУ КАПІЛЯРНИХ ЯВИЩ РІЗНИХ КОМПОНЕНТІВ ШИХТИ У СКЛАДІ КОМПОЗИТІВ НА ПРОЦЕС ФОРМУВАННЯ ГРАНУЛ

Гранулометричний склад агломераційної шихти є важливим фактором, який впливає на її газопроникність. Застосування роздільної підготовки шихти з використанням композитів має забезпечити не лише можливість формування агломерату заданого фазового складу, а й сирих гранул, рівномірних за крупністю та хімічним складом.

Необхідно підкреслити, що наявність в агломераційній шихті матеріалів різного речового складу та крупності призводить до порушення процесів змішування та огрудування. Оскільки процес огрудування тонкодисперсних матеріалів визначається силами взаємодії вологи з поверхнями твердих часточок компонентів шихти, то необхідно досягати покращення процесу утворення гранул.

Капілярні сили є основними, котрі забезпечують зчеплення зерен у вологому сипучому матеріалі. Їх виникнення пов'язане з утворенням в точках контактів окремих часточок матеріалу прошарків води кільцевої форми. Характер капілярної взаємодії в

шарі сипучих матеріалів визначається їх властивостями, кількістю води у точці контакту, формою контакту та їх кількістю в одиниці об'єму матеріалів.

Для дослідження способів підготовки агломераційної шихти з використанням попередньо підготовлених композитів було проведено дослідження особливості впливу вологи на процеси огрудкування шихти з різними композитами на основі концентрату.

Компоненти шихти попередньо подрібнювали до фракції 40-63 мікрон, щоб унеможливити вплив їхньої крупності на капілярні явища. Порівняльним показником ефективності взаємодії різних компонентів з вологою прийняли висоту капілярного просочування), вміст вологи в суміші та її насипну масу. Капілярні явища досліджувалися у сумішах на основі з концентратом (К) із використанням залізної руди (Р), звороту (З), вапняку (Вк):

- двокомпонентних: К-Р, К-З, К-Вк;
- багатокомпонентних: К-Р-Вк, К-З-Вк, К-Р-З, К-Р-З-Вк.

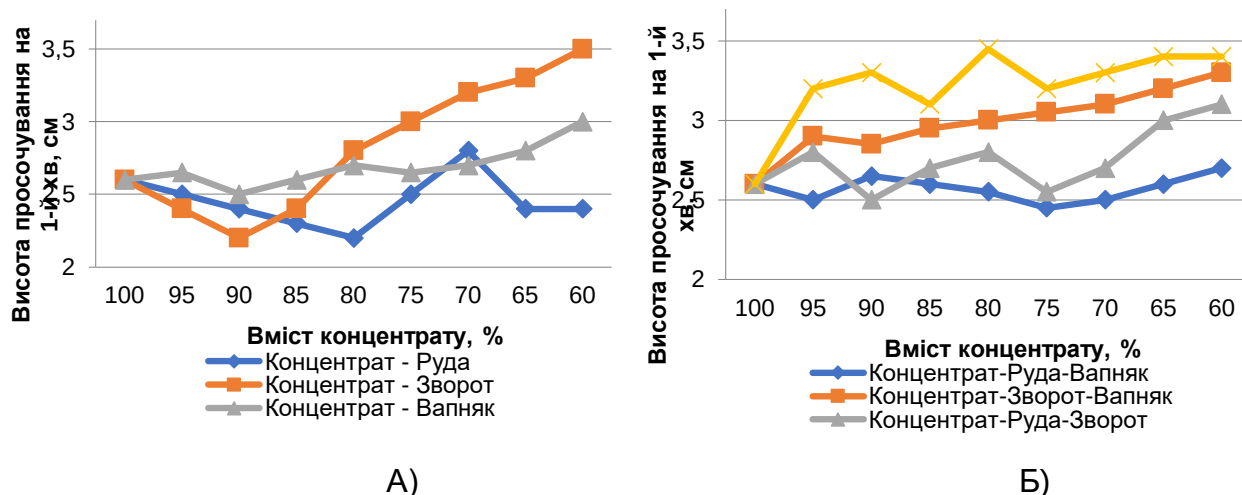


Рис. 1 – Вплив складу композиту на висоту просочування

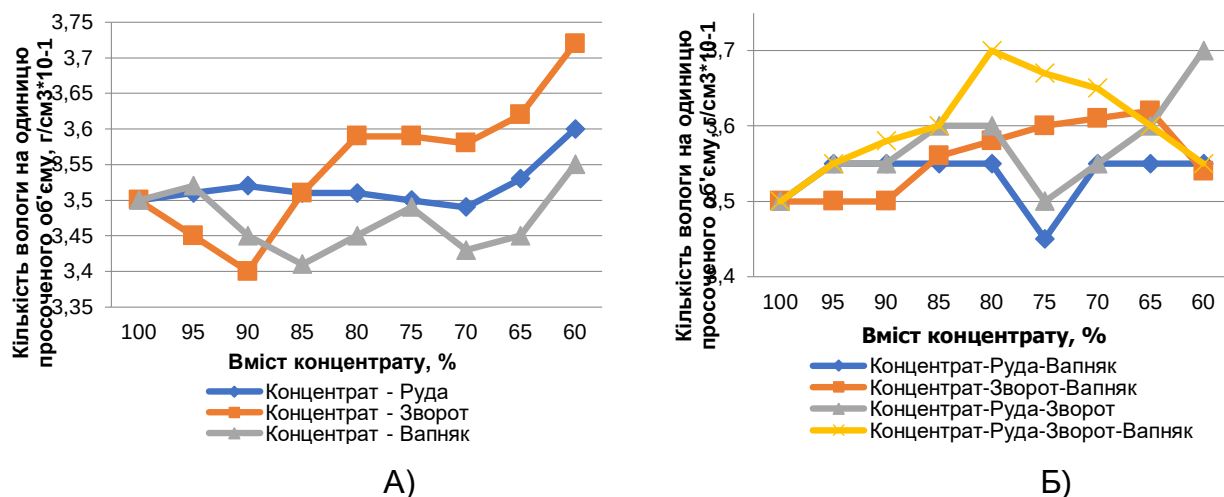


Рис. 2 – Вплив складу композиту на кількість вологи на одиницю просоченого об'єму

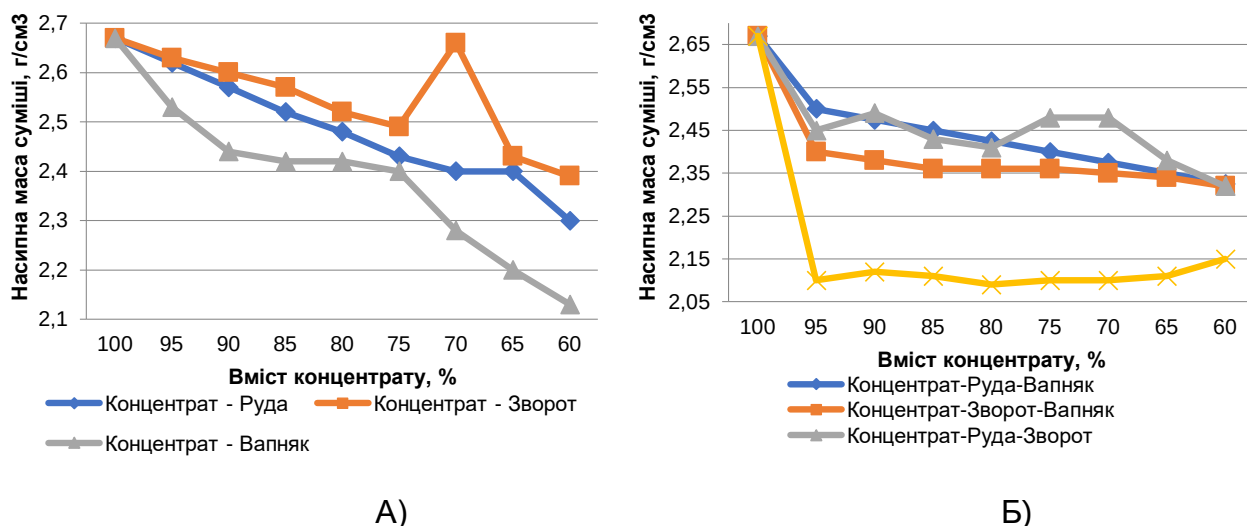


Рис. 3 – Вплив складу композиту на насипну масу суміші

Об'ємне співвідношення компонентів в сумішах змінювалося. Матеріали декілька разів промивалися дистильованою водою, після чого висушувалися. Пропитку здійснювали в трубках діаметром 10 мм. Кожне дослідження проводили двічі. При виникненні розходження даних більш ніж на 2%, експеримент повторювали.

Результати досліджень приведені на рис.1-3. Видно, що в усіх досліджуваних системах чітко проявляється неоднозначна зміна висоти капілярного просочування та питомого вмісту води в окремих композитах різного складу. Такий характер змін можна пояснити нестабільністю поверхневих властивостей матеріалів в композиті та його складу, зміною ефективного радіуса капіляра та іншими факторами.

Дослідження капілярних явищ показали, що вид та склад композиту в значній мірі впливають як на кінетику капілярних явищ, так і на процеси огрудкування шихти. Попри наявність аномальних результатів, підбір окремих шихтових матеріалів з різними властивостями поверхні та здатності до взаємодії з вологою, мають ключове значення у процесах гранулоутворення.

Використання у композиті звороту в значній мірі підвищує його здатність до взаємодії з водою. Додавання у систему вапняку призводить до незначного поліпшення взаємодії суміші з вологою.

Серед багатокомпонентних сумішей найкращі за рівномірністю показники просочування води належать композиту з концентрату, руди та вапняку, в результаті використання якого отримуємо усереднене значення висоти просочування – 2,5-3,1 см, що спричинене взаємодією компонентів з різною активністю поверхневих властивостей.

Отримані результати дослідження дозволяють обґрунтувати ефективність застосування роздільної підготовки шихти, завдяки якій будуть створені умови формування гранул не лише навколо крупних кусків руди та звороту, а й під час взаємодії між собою дрібних компонентів з активними поверхневими властивостями.

УДК 669:162.1

В. В. Бочка, М. В. Ягольник, А. В. Двоєглазова, К. В. Шмат, К. А. Подушко

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПЛЕКСНОГО ФЛЮСУ

Комплексний флюс як відносно новий продукт процесів окискування безумовно потребує всебічного вивчення його характеристик та властивостей для подальшого вдосконалення цього продукту та розуміння як саме такий флюс може вплинути на процес та якість окискованої сировини у подальшому.

Для вивчення отриманих зразків комплексного флюсу із залізної руди та концентрату була розроблена технологія підготовки та шліфування зразків. Враховуючи крихкість отриманих комплексних флюсів та рихлість вапна, а також для ізоляції вільного вапна від впливу вологи повітря їх просочували самотвердіючою пластмасою на основі сополімеру акрилової групи, типу порошок-рідина (Редонт).

Після полімеризації зі зразків виготовляли аншліфи із застосування керосину замість води при їх нарізанні та шліфуванню в звичному порядку.

Після виготовлення кожного зразку його відразу досліджували під мікроскопом, а при необхідності його подальшого дослідження зберігали в керосині через те, що на повітрі вільне вапно взаємодіє із вологою повітря, що призводить до руйнування зразку за кілька годин.

Дослідження фазового складу проводили за допомогою дифрактограм, які були одержані на дифрактометрі ДРОН -2. Зйомку проводили в нефільтрованому кобальтовому опромінюванні ($\lambda = 1,78 \cdot 10^{-9} \text{м}$). Напруга на трубці сягала 30 кВ при силі анодного струму 15 мА. Було вибрано два зразки: коп-91 для комплексного флюсу із концентрату; коп-92 для комплексного флюсу із гематитової руди.

В дифрактометрі ДРОН -2 застосовується схема фокусування по Брентано, коли при падінні пучка променів, що розходяться, на плоску відображальну поверхню,

промені фокусуються в точці, якщо відстань від фокуса трубки до зразка дорівнює відстані від зразка до цієї точки і кути променю, що падає та відображається, рівні.

Перед початком зйомки лічильник встановлювався під кутом 10 град. до напрямку первинного пучка променів. При зйомці лічильник обертався зі швидкістю 2 град/хв навколо вертикальної осі гоніометру, а зразок – 0,01 град/хв. На лічильнику було встановлено отвір шириною 0,25 мм.

Визначення фазового складу проводили шляхом порівняння таблиць міжплоскостних відстаней та відповідних їм інтенсивностей відображення променів дослідного зразка із такими таблицями з'єднань, які приведені в довідниках по рентгеноструктурному аналізу [94]. Інтенсивність найбільш сильного дифракційного максимуму приймається за 100%, інтенсивність інших – виражається в долях самої сильної лінії.

Для встановлення присутності даного хімічного з'єднання в дослідному зразку в таблиці значень цієї сполуки знаходять таку величину, яка відповідає максимальній інтенсивності. Потім це значення необхідно знайти в таблиці міжплоскостних відстаней дослідного зразка. Якщо таке значення не було знайдено, тоді можливо стверджувати, що дана сполука відсутня в дослідному зразку. Якщо спостерігається збіг 4-5 найбільш сильних ліній і співвідношення їх інтенсивностей в дослідному об'єкті близьке до даних із довідника, тоді можливо стверджувати, що така сполука є в дослідному об'єкті.

Дифрактограмні криві досліджуваних зразків приведені на рис. 1 та 2.

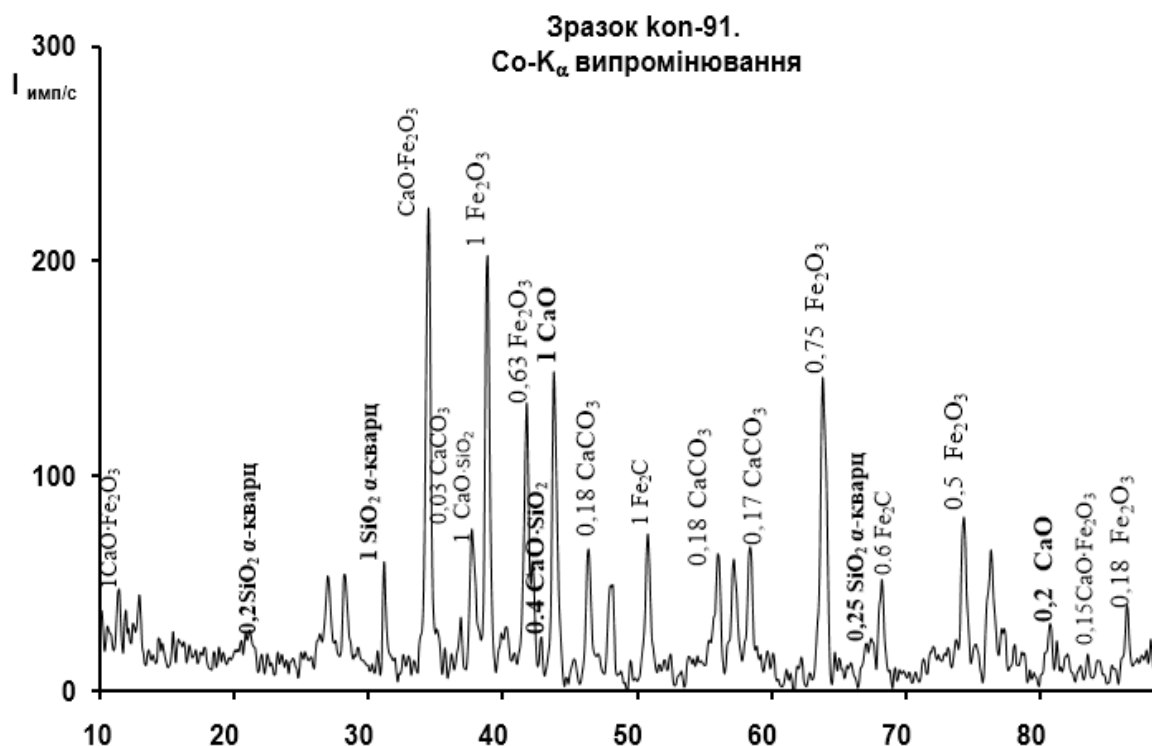


Рис. 1

– Дифрактограма комплексного флюсу на основі

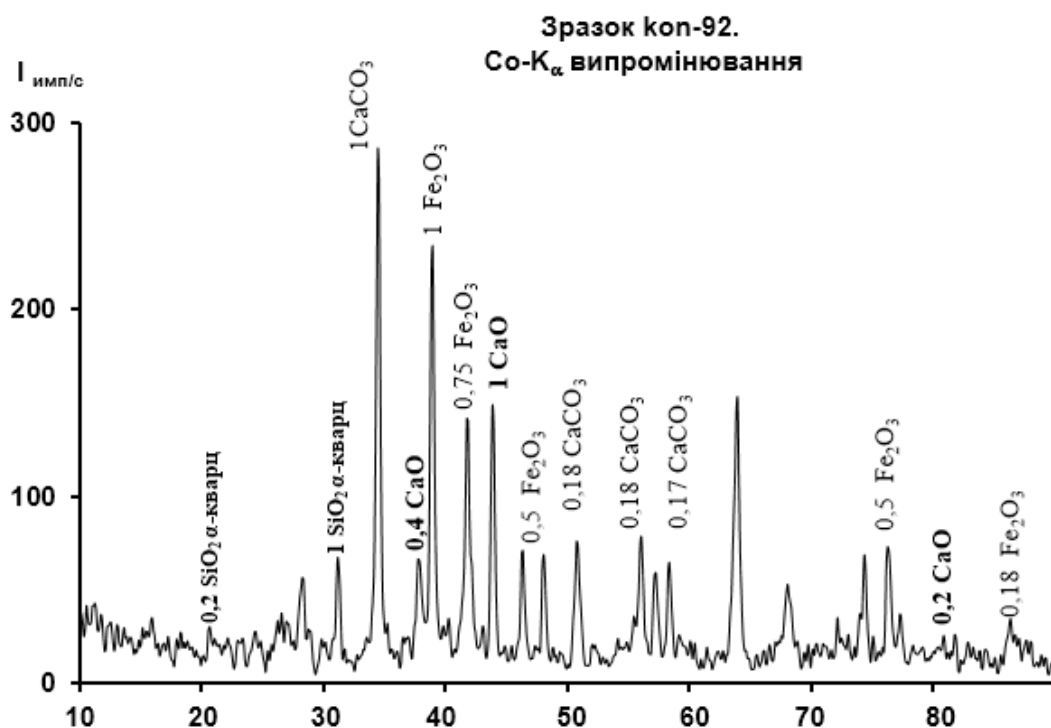


Рис. 2 – Дифрактограма комплексного флюсу на основі гематитової руди та вапняку

На дифракційній кривій рис. 1 знайдені інтерфераційні максимуми, які відповідають однокальцієвому фериту, значній кількості гематиту та вапна.

На дифракційній кривій рис. 2 максимум відповідає вапняку, який залишився при випалюванні із гематитовою рудою, однокальцієвому фериту та гематиту.

В зразках комплексного флюсу із вапняку та гематитової руди кількість рідких фаз значно більше, ніж при спіканні комплексного флюсу із концентрату, що пояснюється впливом значної кількості пустої породи.

Результати проведених досліджень підтверджують технологічність обраного напрямку виробництва комплексного флюсу шляхом поєднання процесів виробництва вапна та феритних спеків.

УДК 669.184

А. О. Вовк, А. А. Похвалітий, О. А. Чубіна, М. Р. Руденко А. В. Круть
Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське, Україна

ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ПРОДУВКИ НА ФОРМУВАННЯ ГАЗОРІДИННОГО ПОТОКУ У ВИПУСКНОМУ КАНАЛІ КОНВЕРТЕРА

Сьогодні металургійна галузь знаходиться на етапі активного розвитку, особливо у сфері позаагрегатної обробки сталі, яка висуває все жорсткіші вимоги до якості продукції. Це зумовлює необхідність удосконалення функціональних параметрів випускного каналу конвертера. Основними напрямками досліджень є підвищення ефективності видалення високоокисленого шлаку на початку та наприкінці випуску, захист металевого потоку від контакту з атмосферними газами, а також інтеграція додаткових технологічних операцій — таких як рафінування, розкислення та легування металу — безпосередньо під час його випуску [1].

Особливу увагу привертає можливість використання потенційної енергії розплаву, що надходить у ківш з висоти 5–8 метрів. Ця енергія може ефективно використовуватися для інтенсифікації супутніх процесів, зокрема диспергування металу та покращення перемішування компонентів [2, 3]. У цьому контексті важливим завданням є оптимізація умов формування газорідного потоку у випускному каналі конвертера, що сприятиме досягненню високої якості кінцевої продукції.

З метою встановлення параметрів, що впливають на утворення газорідного потоку в зоні випускного каналу, було проведено серію експериментів із використанням плоскої моделі льотки. Модель являє собою поперечний переріз циліндричної льотки з усіченими сегментами, які розташовані паралельно парі продувних сопел, що знаходяться на одній осі (рис. 1). Як змінні фактори обрано витрату газу q та рівень рідини в конвертері H . Ширина плоскої льотки дорівнює діаметру відповідної циліндричної. Для узагальнення результатів було використано показник відносної глибини вирви — відношення глибини вирви до діаметра (ширини) випускного каналу: $K_B = \Delta i/d$. Результати досліджень наведено в таблиці 1, а взаємодія газового і рідного потоку проілюстрована на рисунку 1.

Проведені дослідження дали змогу оцінити вплив витрати газу та рівня рідини в конвертері на процес формування газорідного потоку в зоні випускного каналу. Дані, наведені в таблиці, демонструють, що відносна глибина вирви (K_B) значно змінюється залежно від зазначених параметрів.

Таблиця 1 – Результати дослідження взаємодії газового і рідного потоку в порожнині випускного каналу

№ з/п	Витрата газу на 1 сопло, q , м ³ /хв	Рівень рідини, Н, м	Швидкість потoku, v , м/с	Глибина вирви, Δi , мм			Відносна глибина вирви, K_v
				min	max	med	
1	0,135	0,9	4,65	0	3	1,5	0,03
2	0,125	0,85	4,54	0	3	1,5	0,03
3	0,1	0,8	4,43	4	5	4,5	0,09
4	0,075	0,73	4,27	4	6	5	0,1
5	0,05	0,68	4,16	8	12	10	0,2
6	0,035	0,65	4,08	12	14	13	0,26
7	0,025	0,6	3,96	14	16	15	0,3
8	0,015	0,55	3,84	30	35	32,5	0,65
9	0,005	0,5	3,71	40	50	45	0,9
10	0,1	0,45	3,57	2	3	2,5	0,05
11	0,075	0,3	3,13	3	4	3,5	0,07
12	0,025	0,35	3,28	8	10	9	0,18
13	0,05	0,3	3,13	4	6	5	0,1
14	0,015	0,25	2,97	10	12	11	0,22

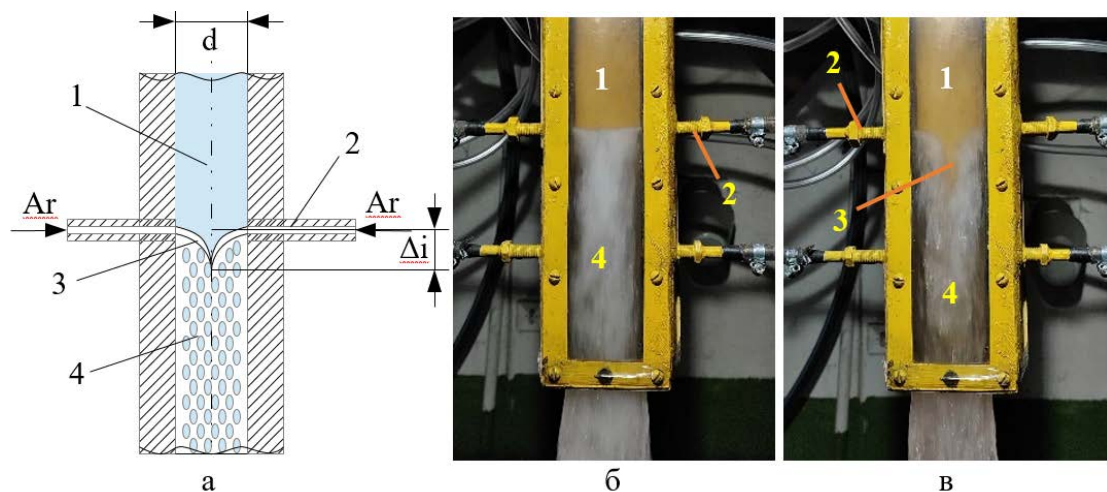


Рис. 1 – Схема (а) і вигляд взаємодії газового і рідинного потоку в порожнині випускного каналу при відносній глибині вирви $K_v=0,03$ (б) і $K_v=0,9$ (в): 1 – потік рідини; 2 – сопло; 3 – вирва; 4 – газорідинний потік

За високих витрат газу ($q = 0,1\text{--}0,135 \text{ м}^3/\text{хв}$) вплив рівня рідини на значення K_B є незначним — показник залишається в межах $0,03\text{--}0,09$. Це свідчить про стабільну організацію міжфазної поверхні та ефективну продувку, яка забезпечує формування добре структурованого потоку. Натомість при зниженні витрати газу ($q = 0,015\text{--}0,05 \text{ м}^3/\text{хв}$) спостерігається суттєве збільшення відносної глибини вирви ($K_B = 0,22\text{--}0,65$), що вказує на підвищений вплив рівня рідини на структуру газорідного потоку. У таких умовах погіршується організованість потоку, що може знижувати ефективність процесу.

У ході дослідження також було виведено емпіричну залежність, яка дозволяє прогнозувати взаємозв'язок між витратою газу, рівнем рідини та відотною глибиною вирви.

$$K_B = \frac{3,062 \cdot q^{-0,627} \cdot \pm^{0,857} - 65,75 \cdot q + 0,202}{d}$$

Графічна інтерпретація результатів (рис. 2) підтверджує, що зменшення витрати газу та рівня рідини призводить до значного зростання значення K_B , що ускладнює забезпечення стабільності процесу продувки в таких умовах.

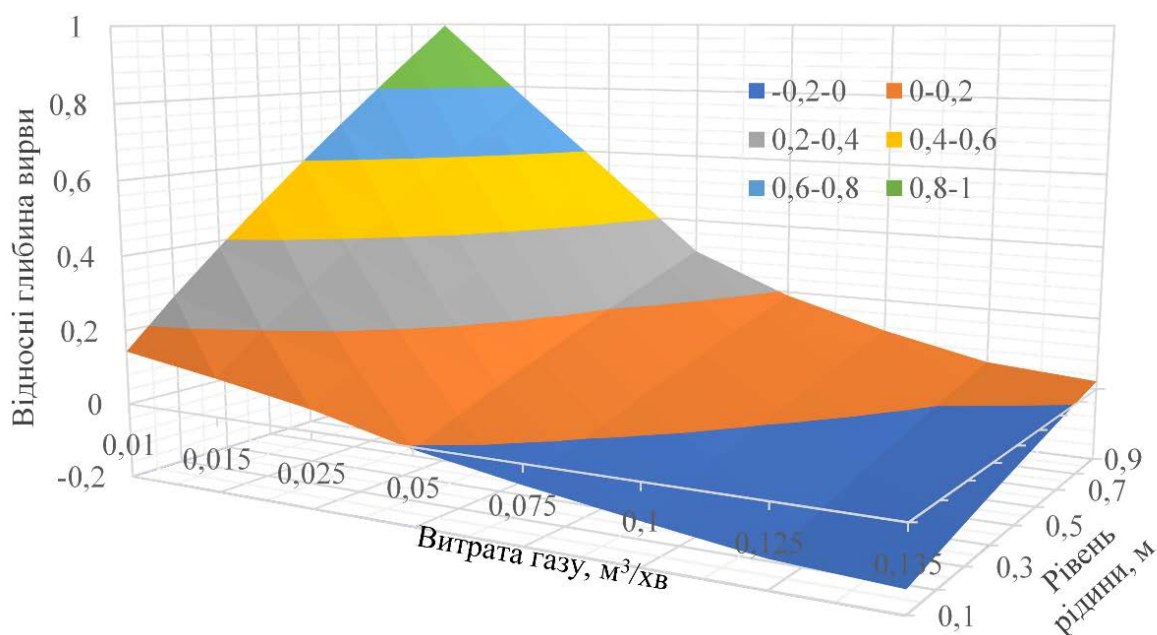


Рис. 2 – Вплив витрати газу на відносну глибину вирви при різних рівнях рідини в конвертері

Класифікація режимів продувки, запропонована в роботі [4], базується на використанні кута нахилу газових струменів (γ) як основного критерію. Однак такий підхід не враховує зміни рівня рідини в конвертері впродовж випуску плавки, вважаючи цей параметр постійним, що є складним для реалізації в реальних виробничих умовах.

На основі аналізу отриманих експериментальних даних (рис. 2) була розроблена альтернативна класифікація режимів продувки, яка використовує відносну глибину вирви (K_v) як основний показник, що дозволяє більш точно враховувати динаміку процесу під час випуску металу [2]:

Режим I: при $K_v > 0,5$ інтенсивного перемішування газу з рідиною не відбувається.

Режим II: при $0,5 > K_v > 0$ збільшення витрати газу або зниження рівня рідини сприяє зменшенню глибини вирви, що сприяє інтенсивному перемішуванню газу з рідиною. У цьому режимі формується газорідинний потік із розвиненою міжфазною поверхнею та високим ступенем організації.

Режим III: при $K_v < 0$ подальше збільшення витрати газу або зменшення рівня рідини спричиняє центральний пробій газу та перехід газорідинного потоку до дисперсно-кільцевого режиму («режим пробою»). Цей режим характеризується збільшенням кута розкриття відкритої частини потоку.

Запропоновані експериментальні методики і результати можуть бути використані для оптимізації конструкції випускного каналу конвертера з урахуванням промислових умов.

Список літератури

1. Бойченко Б.М., Охотський В.Б., Харлашин П.С. Конвертерне виробництво сталі: теорія, технологія, якість сталі, конструкція агрегатів, рециркуляція матеріалів та екологія: навчальний посібник. Дніпропетровськ: РВА «Дніпро – ВАЛ», 2006. 454 с.
2. Вовк А.О., Похвалітий А.А. Дослідження умов формування газорідинного потоку при випуску плавки з конвертера. Вісник Приазовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки, 2024, №49. – С. 200-207.
3. Sumita Morihito, «Method for tapping molten metal», patent 03-236414 Japan Appl. № 02-031183, 09.02.1990.
4. Вовк, А.О., Брага, В.В., Сігарьов, Є.М., Похвалітий, А.А., Філіна, О.А. Дослідження захисної дії аргону в диспергованому потоці при випуску розплаву з конвертера. *VI Міжнародна конференція «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід»*. Електронне видання. Дніпро: Журфонд, 2024, С. 105–109.

В.В. Горупаха, Ю.С. Семенов, С.В. Ващенко, О.Ю. Худяков, К.В. Баюл, Є.І. Шумельчик, Е.Б. Прокудина

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

e-mail: yuriy.semenov.isi@gmail.com

ОСОБЛИВОСТІ ПЕРЕРОБКИ ТОНКОДИСПЕРСНИХ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ВІДХОДІВ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА

В останні роки основною особливістю негативного впливу промислових відходів на окремі регіони України є те, що дрібнодисперсний пил промислового походження (аглофабрики, конвертери, ливарні двори та підбункерні приміщення доменних печей) істотно забруднює навколишнє середовище. Оснащення металургійних підприємств України сучасними аспіраційними установками розпочалося напередодні повномасштабної війни, на даний час цей захід поставлений на паузу, але проведення відповідних робіт та досліджень щодо ефективної утилізації накопичених дрібнодисперсних відходів наразі є актуальними з огляду на повоєнне відновлення економіки країни. Проблема надмірного накопичення уловленого пилу і труднощі, пов'язані з його поверненням у виробництво потребують розробки комплексу заходів ефективної утилізації.

Відповідно до результатів досліджень ІЧМ особливостей переробки тонкодисперсних залізовмісних відходів металургійного виробництва двох комбінатів м. Маріуполя, виконаних у 2020–2021 рр., одними із головних шляхів утилізації сухого пилу газоочисних установок (ГОУ) є:

1. Залучення певного об'єму пилу в процес агломерації, яке передбачає введення пилу до складу агломераційної шихти (в початковому стані або попередньо гранульованого/окускованого) з подальшим спільним оґрудкуванням і спіканням підготовленої суміші з залученням поверхнево-активних речовин.
2. Брикетування пилу з отриманням додаткового виду шихтового матеріалу.

Відповідно до розробленої авторами методики визначення ґрудкованості основних пилоподібних матеріалів ГОУ та досліджень здатності до брикетування на лабораторному пресі ІЧМ валкового типу була запропонована концепція утилізації тонкодисперсних залізовмісних відходів.

Відповідно до концепції, пил, що формується на аглофабриці (АФ), має бути утилізований на ній же при різних способах попередньої підготовки перед введенням в аглошихту, а саме: спільно з вологим «поверненням», шляхом ґрудкування разом з

отриманим на брикетному пресі окускованим продуктом (т. зв. крихтою) при використанні в якості основного компоненту при брикетуванні – вапняку або аглоруди.

Залучення пилу АФ до агломераційного виробництва доцільно здійснювати з використанням карт зневоднення та спільно зі шламами, а також через майданчик отримання брикетного окускованого продукту. Обсяги збільшення даного пилу дозволяють залучити їх до агломераційного виробництва без істотної втрати якісних характеристик агломерату. В результаті досліджень підтверджено, що найбільш ефективним способом утилізації дрібнодисперсного пилу ГОУ є існуюча схема утилізації в результаті змішування карт зневоднення шламів доменного цеху (ДЦ) і суміші пилу. Так, при безпосередньому введенні в аглошихту дрібнодисперсного пилу ГОУ холодна міцність агломерату після випробувань в барабані збільшилася з 71,6 до 74,0, стирання знизилося з 8,7 до 6,5%, порівняно з базовим варіантом.

Виведення з карт зневоднення пилу не агломераційного виробництва та максимальне введення пилу, що утворюється в процесах АФ, дасть можливість застосування способів введення в шихту пилу АФ без істотної втрати якості агломерату.

Пил ДЦ доцільно за допомогою брикетування спільно з вапняком, залізною рудою, а також прокатною окалиною або іншими компонентами використовувати у складі доменної шихти.

Пил, що утворюється в результаті переробки чавуну (киснево-конверторне виробництво ККВ), що характеризується високим вмістом цинку і сірки, доцільно не використовувати в аглодоменном переділі і за допомогою брикетування використовувати в конвертерному виробництві з можливою епізодичною його утилізацією спільно з пилом ДЦ в складі брикетів доменної шихти напередодні зупинок доменних печей на ремонті.

Нижче в таблиці представлені основні положення концепції: вид пилу ГОУ, характеристики пилу при його контакті з водою, ґрудкованість пилу з концентратом та здатність до брикетування, рекомендовані шляхи утилізації.

Приведені результати досліджень є суттєвим стимулюючим фактором для промислових підприємств при формуванні відповідних технічних проєктів в умовах повоєнного оснащення виробничих потужностей аспіраційними установками, спрямованими на поліпшення екологічної ситуації промислових регіонів України.

Таблиця. Основні положення концепції утилізації пилу ГОУ

Вид пилу ГОУ	Характеристика пилу при контакті з водою	Ґрудкованість з концентратом/брикетованість	Рекомендовані шляхи утилізації
Пил ГОУ підбункерних приміщень шихтоподачі ДЦ	Має помірну гідрофільність, повністю осідає у воді.	Підвищена ґрудкованість, підвищена фракція «+5 мм» / окремо незадовільно брикетується.	Введення в аглошихту шляхом змішування зі шламами або в доменне виробництво – брикетування з вапняком або аглорудою.
Пил ГОУ ливарних дворів ДЦ	Утворює щільну поверхню, що не руйнується з часом, не змочується, а також утворює наліт на поверхні ємності в нижній частині.	Не ґрудкується, блокує процес ґрудкування/ окремо незадовільно брикетується.	Повне виведення з аглопроцесу, брикетування з вапняком або аглорудою для доменного виробництва.
Пил ГОУ зони спікання АФ	Утворює щільну, поверхневу плівку, що не змочується, з часом піддається руйнуванню і осідає у вигляді пластівців.	Не ґрудкується, не блокує ґрудкування, утворює липкий поверхневий шар / незадовільно брикетується.	Максимальне використання через карти зневоднення шламів ДЦ.
Пил ГОУ зони охолодження АФ	Має підвищену гідрофобність, повністю осідає у воді.	Задовільна ґрудкованість, потребує додаткового зволоження / незадовільно брикетується.	Допускається введення в аглошихту спільно з вологим «поверненням».
Пил ВДЧ (ККВ)	Має підвищену гідрофільність.	Задовільна ґрудкованість, підвищена фракція «+5 мм», присутнє поверхнєве перезволоження / добре брикетується, як окремо, так і в багатокомпонентній суміші.	Введення в переділ ККВ через брикетування. Має високий вміст S і Zn.
Пил міксерного відділення	Має помірну гідрофільність.	Підвищена ґрудкованість, підвищена фракція «+5 мм», значне поверхнєве перезволоження / добре брикетується як окремо,	Введення в переділ через брикетування. Має високий вміст S і Zn.

Вид пилу ГОУ	Характеристика пилу при контакті з водою	Ґрудкованість з концентратом/брикетованість	Рекомендовані шляхи утилізації
		так і в багатокомпонентній суміші.	
Пил УКП (ККВ)	Має помірну гідрофобність.	Не ґрудкується, блокує процес ґрудкування, вимагає додаткового зволоження / погано брикетується в однокомпонентній суміші, однак, у багатокомпонентному брикеті може виконувати функцію сполучної добавки.	Повне виведення з аглопроцесу та введення в переділ ККВ через брикетування у якості сполучної добавки. Має високий вміст S і Zn.

УДК 669.162.231/.238

Л. П. Грес, О. В. Гупало, О. О. Єрьомін, Ю. М. Радченко

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

УДОСКОНАЛЕННЯ СИСТЕМИ УТИЛІЗАЦІЇ ТЕПЛОТИ ВІДХІДНИХ ДИМОВИХ ГАЗІВ ДОМЕННИХ ПОВІТРОНАГРІВАЧІВ

На металургійних підприємствах для опалення доменних повітрянагрівачів в якості основного палива використовується доменний газ. Проте склад доменного газу і його теплотворна здатність не забезпечують досягнення температури під куполом повітрянагрівачів 1300-1350 °С, що в свою чергу не дозволяє нагрівати доменне дуття до 1170-1220 °С [1, 2]. Зниження температури нагріву дуття призводить до збільшення витрат коксу на виробництво чавуну, збільшуючи собівартість продукції. Тому заходи, спрямовані на підвищення температури дуття, є актуальними.

Одним з відомих способів підвищення температури нагріву дуття є підвищення температури під куполом повітрянагрівачів шляхом використання для їх опалення попередньо підігрітих палива та повітря. Для цього блок повітрянагрівачів обладнується рекуперативною системою утилізації теплоти відхідних димових газів. Проте використання цього способу має деякі обмеження.

Димові гази на виході з повітрянагрівачів містять 160 – 1475 мг/м³ оксидів сірки [2], а їх середня температура складає 230-260 °С. Для запобігання конденсації парів сірчаної кислоти в рекуператорах та димовому тракті повітрянагрівачів необхідно підтримувати температуру диму не менше 130 – 140 °С. Це обмежує глибину утилізації теплоти відхідних димових газів і зменшує температуру підігріву повітря і палива в рекуператорах.

Науковцями Українського державного університету науки і технологій у співпраці зі співробітниками ТОВ – НВФ "КОШ" розроблено технічні рішення щодо удосконалення системи утилізації теплоти відхідних димових газів повітрянагрівачів доменної печі [3] (див. рис. 1.) У форкамеру повітрянагрівача подаються нагріті в рекуператорах паливо і повітря. Температура димових газів, що утворюється при спалюванні палива у форкамері, стабілізується на вході в насадку повітрянагрівача на рівні 1300 - 1400 °С. Димові гази проходять через насадку, а потім через димові штуцери надходять у димовий лежак, з якого потрапляють до змішувача. Систему обладнано теплогенератором, який опалюється додатковим паливом. Утворені в теплогенераторі димові гази з температурою 1200 – 1250 °С направляються в змішувач, де зустрічаються з димовими газами повітрянагрівачів з температурою 230 – 260 °С. Таким чином на виході зі змішувача температура димових газів складає 300 – 400 °С. Регулювання цієї температури відбувається за рахунок зміни витрати атмосферного повітря. Утворена таким чином димова суміш із заданою температурою через додатковий димопровід спрямовується в повітряний і газовий рекуператори, на виході з яких, з температурою на 10 – 15 °С вище температури точки роси парів сірчаної кислоти, потрапляє в димовий лежак. Надлишкова частка (5 – 20 %) димової суміші проходить через обвідний димопровід у димовий лежак, а потім в димар. На обвідному димопроводі розташовується дросельний клапан для регулювання витрати димової суміші через газовий теплообмінник, а для регулювання витрати димових газів, що надходять до повітряного теплообмінника передбачено дросельний клапан, розташований на додатковому димопроводі.

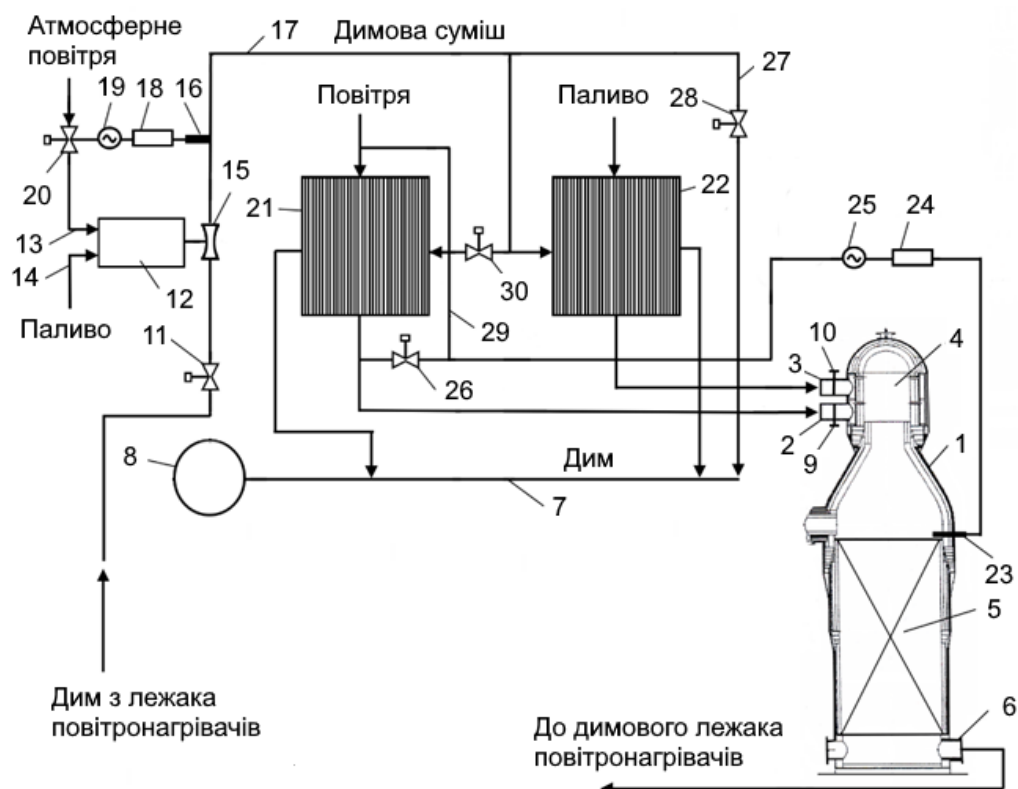


Рисунок 1 – Схема утилізації теплоти відхідних димових газів: 1 - повітрянагрівач; 2 і 3 - штуцери подачі повітря і доменного газу; 4 - форкамера; 5 - насадка; 6 - димові штуцери; 7 - димовий лежак; 8 - димар; 9, 10 - відсічні шибери; 11, 26, 28 і 30 - дросельні клапани; 12 - теплогенератор; 13 і 14 - штуцери подачі повітря і доменного газу; 15 - змішувач; 16 - термопара; 17 - додатковий димопровід; 18 - процесор; 19 і 25 - виконуючі механізми; 20 - дросельний клапан; 21 і 22 - теплообмінники; 23 - термопара; 24 - процесор; 27 - обвідний димопровід; 29 - допоміжний повітропровід.

Використання розроблених технічних рішень дозволяє збільшити температуру нагріву доменного дуття на 140 -150 °С за рахунок збільшення витрати доменного газу на 8 % у порівнянні з опаленням повітрянагрівачів без попереднього підігріву компонентів горіння.

Відомо, що при температурі дуття більше 1000 °С збільшення його температури на кожні 10 °С забезпечує економію коксу 0,22–0,3 % (або 0,9-1,2 кг/т чавуну) [4]. Спираючись на ці дані, потенціал економії коксу від впровадження запропонованого удосконалення системи утилізації теплоти димових газів можна оцінити на рівні 3,1 - 4,2 % (або 12,6- 16,8 кг/т чавуну).

Список літератури

1. Губинский, В. И. Metallургические печи : Теория и расчеты / Губинский В.

И., Тимошпольский В. И., Ольшанский В. М. и др. – Минск : Белорусская наука. В 2-х т. –Т. 2. – 2007. – 832 с.

2. Грес, Л. П. Повышение энергоэффективности нагрева доменного дутья / Л. П. Грес, С. А. Карпенко, А. А. Науменко, В. П. Иващенко, А. О. Еремин, Е. А. Каракаш, Е. В. Гупало. – Дніпро: Профі Принт, 2021. – 612 с.

3. Спосіб утилізації теплоти відхідних димових газів повітронагрівачів доменної печі : патент на корисну модель 156559 Україна: МПК (2024.01) C21B9/00, C21B9/16; заявл. 21.12.2023, Опубл. 10.07.2024. Бюл. № 28. 5 с.

4. Большаков, В. И. Состояние и перспективы развития черной металлургии Украины на основе энергосберегающих технологий / В. И. Большаков / *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2006. – № 2. – С. 2–5.

УДК 669.11:66.097-043.2

О. М. Гришин¹, А. А. Надточій¹, Т. Ю. Чімишенко¹, О. О. Жадан¹

¹Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ВПЛИВ ЕНЕРГЕТИЧНОЇ ТА ХІМІКО-КАТАЛІТИЧНОЇ ІНТЕНСИФІКАЦІЇ ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА НА ОКИСНЮВАНІСТЬ МЕТАЛІЗОВАНОГО ПРОДУКТУ

Технологія твердофазного відновлення заліза має ряд істотних переваг: відносно низькі температури, висока ступінь вилучення металу з рудного матеріалу та ін. Разом з тим продуктивність даної технології безпосередньо залежить від інтенсивності всіх сполучених ланок процесу хіміко-каталітичним чи енергетичним впливом. Разом з тим, практичне значення має отримання металізованого продукту з високими якісними показниками, і в першу чергу, його окиснюваність. Продукти низькотемпературного відновлення (металізації) залізорудних матеріалів, як правило, мають розвинену пористість і поверхню. Остання, з умов відновлення зазвичай характеризується значною неупорядкованістю кристалічної структури. Усе це створює сприятливі умови для вторинного окиснення (і навіть самозаймання) металевого продукту киснем повітря [1-4]. Ступінь окиснення ($\omega_{\text{ок}}$) при зберіганні, транспортуванні, плавці, при подрібненні губки на порошок та ін. може бути дуже суттєвою. Вона залежить, серед інших причин [3,4], від присутності у шихті активуючих добавок.

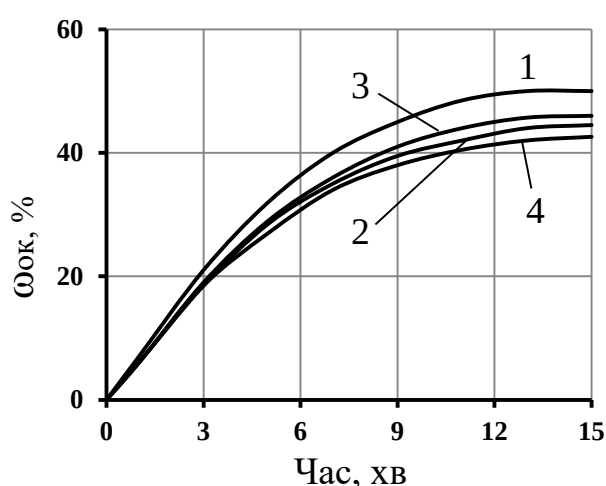
Продукти відновлення залізорудних матеріалів піддавалися перевірці на окиснюваність киснем повітря [5]. Визначали температуру, за якої починається інтенсивний

розвиток процесу ($T_{ок}$), а також вивчали кінетику окиснення в різних температурних умовах. Витрата повітря в основній серії дослідів становила 0,3-0,4 л/хв. Закономірності, встановлені у дослідженнях, узгоджуються з літературними даними [3,4].

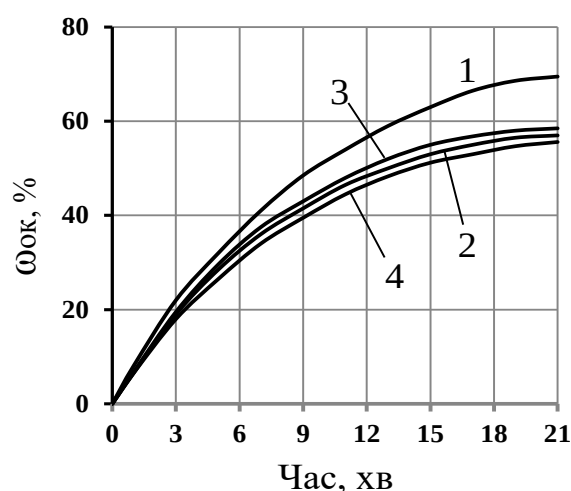
Незважаючи на те, що висока окиснюваність губчастого заліза та порошків є однією з головних причин, що обмежують широке впровадження у промислове виробництво твердофазного відновлення, причини та фактори, що впливають на неї, та можливі заходи мінімізації вивчені недостатньо.

Встановлено, що метал, отриманий з магнетитового концентрату при 773 K, починав окислюватися в струмі повітря вже при 313 K. Процес протікав з високою швидкістю, але при ступені окиснення ($\omega_{ок.}$) $\sim 45\%$ сповільнюється і незабаром повністю зупиняється (рис. 1 а). Залізо, відновлене при 873 K, починає взаємодіяти з киснем повітря при 473 K та окиснення протікає глибоко: $\omega_{ок}$ досягає майже 60 % (рис.1 б).

Випробування каталізаторів – солей лужних металів – показало прискорення процесу відновлення та одночасно зростання окиснюваності металізованої губки. Продукт, отриманий при 773 і 873 K, у присутності хлориду калію взаємодіє з киснем повітря дуже енергійно, кінцевий ступінь окиснення $\omega_{ок.}$ досягав $\sim 80\%$. Окиснюваність заліза, отриманого з гематиту та магнетиту відновленням CO при підвищених температурах: 1073-1173 K, також зростала у присутності KCl. Це виявлялося в деякому зниженні температури початку окиснення та у суттєвому зростанні швидкості процесу та величини граничної $\omega_{ок.}$ Негативний ефект посилювався зі збільшенням кількості добавки в шихті.



а



б

Рис.1 – Вплив ЕМП на окиснюваність заліза при 313 K (а) та 483 K (б); залізо отримано з магнетитового концентрату (МК) при 773 K (а) та 873 K (б): 1 – поза полем; 2 – відновлення в полі; 3 – окиснення у полі; 4 – відновлення та окиснення в полі

Для зниження окиснюваності металевого продукту було використано змінну ЕМП промислової частоти. Воно накладалося на систему, що реагує, як у процесі відновлення, так і в ході окиснення отриманого заліза.

В обох випадках спостерігалось зниження швидкості взаємодії металу з киснем повітря та зменшенням граничного $\omega_{\text{ок}}$ (рис. 1,2). Однак ці ефекти для порошкових матеріалів були порівняно невеликими: відносне зменшення кінцевого значення $\omega_{\text{ок}}$ складає 10-15 %. Електромагнітні впливи протягом усього дослідження показали, що мало відрізняються (рис. 1, 2).

Встановлені закономірності для залізородних порошоків повторилися для руди фракції 0,5-2,5 мм. Разом з тим ефективність накладання ЕМП, особливо при невисоких температурах, на окиснення заліза виявилася більшою, ніж у дослідженнях з порошковими матеріалами.

Хлорид літію суттєво гальмує відновлення оксидів заліза газами. Однак, окиснюваність металевого продукту також суттєво зменшувалася, що знайшло відображення у значному зростанні температури початку окиснення, зниженні швидкості процесу та граничного значення $\omega_{\text{ок}}$. Перевірка показала, що залізо, отримане комплексним відновленням магнетитового концентрату в присутності 3 % LiCl при 1173 К починає взаємодіяти з киснем повітря при температурі, близької до дослідів, що спостерігалось без добавки. Введення в шихту 3 % KCl помітно знижує температуру початку окиснення (до 593 К).

Окиснення заліза [6] супроводжується збільшенням об'єму кристалічної фази. Внаслідок цього оксид росте на поверхні металу у вигляді щільного, непористого, покривного шару. Внутрішньодифузійний транспорт газоподібного кисню в реакційній зоні дуже утруднений і в умовах неушкодженої оксидної плівки процес здійснюється, головним чином, через дифузію іонів заліза і кисню через кристалічну решітку оксиду.

Механізм окиснення відновленого заліза значною мірою визначено в області високих температур. Зростання температури відновлення збільшує (за інших рівних умов) температуру початку окиснення, знижує його швидкість і граничну $\omega_{\text{ок}}$, перш за все в результаті розвитку «збиральної кристалізації» в процесі відновлення та рекристалізації вже утворених твердих фаз. Підвищення температури окиснення, навпаки, прискорює реакцію та збільшує кінцеву $\omega_{\text{ок}}$. Це зумовлено, головним чином, зростанням швидкості твердофазної дифузії та полегшенням кристалохімічних перетворень загалом.

Окиснюваність металевого продукту, природно, залежить від виду використовуваних шихтових матеріалів та способу відновлення. Так залізо, отримане з порошкових та зернистих шихт за допомогою газів, знаходиться у неоднакових умовах. У першому випадку гірша газопроникність зразка в цілому, а в другому – утруднюється доступ кисню всередину окремих зерен. Це визначає більш глибоке окиснення залізного порошку і пробуджує деякі особливості впливу змінного ЕМП на кінетику процесу.

Список літератури

1. Bowen Ma, Zhanguo Zhang, Add to Mendeley. On controllability of fluidized bed reduction of iron ore by CH₄ for selective formation of magnetite. *Chemicals and Materials*. 2024. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.recm.2024.07.002>
2. Simonov V.K., Grishin A.M. Metallization of a magnetite concentrate by gas reduction in the fluidized state using a chemical catalytic action. *Russ. Metall.* 2015: 446-449. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0036029515060154>
3. Anatolii D. Zimon. Adhesion of Dust and Powder. Springer New York, 2012. 450 s. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-1-4615-8576-3>
4. AbdElmomen S. S. Reoxidation of direct reduced iron in ambient air. *Ironmaking & Steelmaking*. 2014, 41(2): 107-111. DOI:10.1179/1743281213Y.0000000105
5. Zakeri A.; Coley K.S.; Tafaghodi L. Hydrogen-Based Direct Reduction of Iron Oxides: A Review on the Influence of Impurities. *Sustainability*. 2023, 15: 13047. DOI: <https://doi.org/10.3390/su151713047>
6. Mohammad Shamsuddin. Physical Chemistry of Metallurgical Processes, Second Edition. Springer Cham. XXXIII, 2022. 608 s. ISBN 978-3-030-58069-8. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-030-58069-8>

УДК 661.871'022:621.318-048.38

О. М. Гришин, А. А. Надточій, Є. Ю. Мирошниченко, Р. М. Губа

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

**ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСІВ ВІДНОВЛЕННЯ ОКСИДІВ ЗАЛІЗУ ГАЗАМИ В
УМОВАХ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВПЛИВУ**

Однією з найважливіших завдань, що стоять перед металургійною галуззю на сучасному етапі, є скорочення мінеральних та енергетичних витрат, а також включення до технологічного процесу різних техногенних матеріалів. Найбільш ефективним способом вирішення цього завдання є подальша розробка фізико-хімічних основ та технологічних аспектів твердофазного відновлення рудних матеріалів. Інтенсифікація таких процесів може здійснюватися шляхом хіміко-каталітичного чи енергетичного впливу на реагуючу систему. Завдяки численним роботам найбільш значних успіхів у цій галузі досягнуто на шляху застосування електромагнітних і корпускулярних випромінювань [1,2].

Великий вплив випромінювання надає на тверді тіла, у тому числі на оксидні напівпровідники. Високочастотні електромагнітні впливи (видиме світло, γ -промені та ін.) викликають появу в кристалах надрівноважних вільних електронів та електронних дірок (можливо через проміжний екситонний стан) [3]. Частина вільних носіїв заряду може локалізуватися на структурних дефектах кристалічних решіток. Все це призводить до зміни хемосорбційних та каталітичних властивостей поверхні напівпровідників [1-3]. Випромінювання не тільки впливають на хід реагування газів між собою на поверхні твердих тіл (гетерогенний каталіз), але також змінюють швидкість взаємодії останніх з газами. Встановлено, що під опроміненням може прискорюватися окиснення металів та відновлення їх із оксидів [4]. У ряді досліджень (напр. [5]) відзначалася значна інтенсифікація відновлення оксидів заліза H_2 та CO під впливом іонізуючого та гамма-опромінення (в ході реагування або попередньо); одночасно знижувалася температура початку перебігу процесу із помітною швидкістю.

Широкий спектр впливів на перебіг фізико-хімічних процесів надають акустичні впливи ультразвукових частот. Вони форсують, зокрема, процеси розчинення та дифузії у твердих фазах, деякі хімічні реакції [6]. У дослідженнях [6] було встановлено значне зростання швидкості окиснення заліза повітрям, відновлення його воднем та CO з оксидів.

Є відомості що до впливу на широке коло процесів зовнішніх електричних полів [2]. Накладення їх на напівпровідникові матеріали, змінюючи поверхневу концентрацію вільних зарядів, зумовлює електроадсорбційний ефект, що дозволяє регулювати донорно-акцепторну хемосорбцію газів. Впливаючи на положення рівня Фермі, зовнішні електричні поля створюють електрокаталітичний ефект, впливають на швидкість хімічних реакцій [2]. У сильних полях напівпровідники збагачуються додатковими носіями заряду (головним чином внаслідок термоелектронної та ударної іонізації), що також відбивається на поверхневих властивостях та реакційної здатності твердого тіла.

У наших дослідженнях були вивчені кінетичні закономірності та механізм відновлення оксидів заліза газами в умовах накладання на систему електромагнітних полів (ЕМП) різної частоти, що реагує (до $5 \cdot 10^4$ Гц).

На першому етапі роботи було вивчено вплив змінних магнітних полів промислової частоти ($f = 50$ Гц) на швидкість відновлення кристалічного оксиду заліза (Ш) воднем. Дослідженнями встановлено інтенсифікуючий ефект зовнішніх впливів, що зростає із збільшенням W_{H_2} (рис. 1).

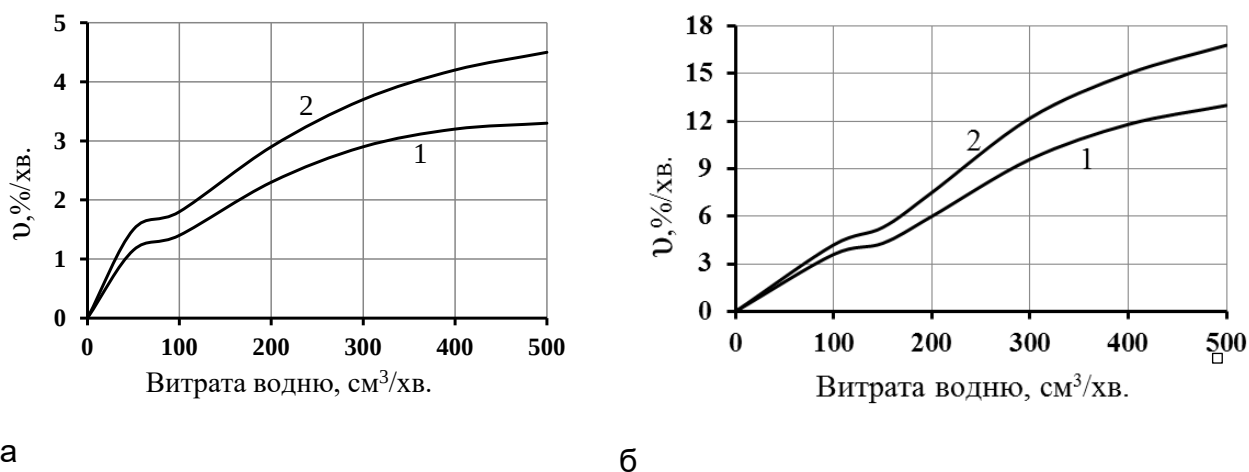


Рис. 1. Вплив змінного поля на відновлення Fe_2O_3 воднем при 773 K (а) та 973 K (б): 1 – поза полем, 2 – у полі $H=24\text{ kA/m}$

Варіації температури в інтервалі $773\text{--}1073\text{ K}$ показали, що накладення магнітного поля найбільше прискорює процес при $873\text{--}973\text{ K}$. Характер кінетичних кривих зберігається однотипним. До 973 K відновлення розвивалося східчасто; перевищення зазначеної температури призводило до зональної течії процесу. У дослідях при 773 K відзначалася поява метастабільного вюститу. Подібні закономірності мали місце у дослідях із порошковими матеріалами – хімічно чистими Fe_2O_3 та Fe_3O_4 . Електромагнітне поле промислової частоти помітно форсувало видалення кисню практично протягом усього процесу.

Наступним етапом роботи було вивчення впливу електромагнітного поля підвищених частот на кінетику газового відновлення залізрудних матеріалів. Проведені дослідження виявили значні можливості інтенсифікації процесу цим методом.

Відновлення хімічно чистого Fe_2O_3 воднем ($300\text{ см}^3/\text{хв.}$) показало, що накладання ЕМП ($f = 25\text{ кГц}$; $W = 30$, чому відповідає $U = 80\text{ В}$, $H \sim 5\text{ кА/м}$) сильно форсує видалення кисню шихти в області низьких температур: $573\text{--}673\text{ K}$. Так ω , що досягалася за 20 хв при 673 K , зростала від ~ 40 до 70% , тобто більше, ніж у $1,7$ рази, а за

перші 10 хв експерименту – у 1,6 рази. Підвищення температури знижувало інтенсифікуючий ефект: при 873 К збільшувалася від 52 до ~65 % або в 1,25 рази.

Встановлено незначний додатковий розігрів шихти в умовах накладання поля підвищеної частоти. Перевірка показала, однак, що інтенсифікація процесу, що спостерігається, не може бути зведена до одного розігріву.

Інтенсифікація процесу мала місце і у разі відновлення хімічно чистих оксидів заліза монооксидом вуглецю. При підвищених температурах зростання швидкості відновлення спостерігалось протягом усього експерименту; швидкість реакції газифікації вуглецю, що протікає мляво, слабо залежала від застосування зовнішніх дій. У низькотемпературній області електромагнітні поля форсували початковий етап видалення кисню і одночасно сприяли більш ранньому розпаду. В результаті швидкість відновлення знижувалася, але, на відміну від відновлення у звичайних умовах, вона залишалася значною, незважаючи на інтенсивний перебіг реакції газифікації.

Ступінь прискорення процесу шляхом електромагнітних впливів суттєво залежала від їх параметрів: частоти та потужності, що підводиться до індуктора. У випробуваному діапазоні частот збільшення f до ~35 кГц, загалом, форсувало видалення кисню (деякі відхилення спостерігалися близько 15 кГц; надалі інтенсифікуючий ефект стабілізувався. Дуже дієвим щодо прискорень процесу виявилось збільшення потужності зовнішніх впливів при різних значеннях f . У дослідях відновлення Fe_3O_4 монооксидом вуглецю при 973 К, $\omega_{\text{T}=25}$ у полі з $W = 30$ та 50 зростала від 67,5 % до 76 та 82,5 %, відповідно.

Дослідження газового відновлення промислових залізорудних матеріалів підтвердили значні можливості електромагнітних полів підвищених частот, що інтенсифікують. Ступінь прискорення процесу в дослідях з магнетитовим концентратом (рис. 2) була близька до хімічно чистих оксидів заліза, що спостерігалася в ході відновлення.

Загальні закономірності впливу поля зберігалися під час переходу від порошкової шихти до зернистої. Так, у дослідях з лисаківською рудою накладення поля ($f = 40$ кГц, $W = 50$, чому відповідає $U = 120$ В, $H \sim 3,5$ кА/м) підвищувало при 773 К в 1,5 рази.

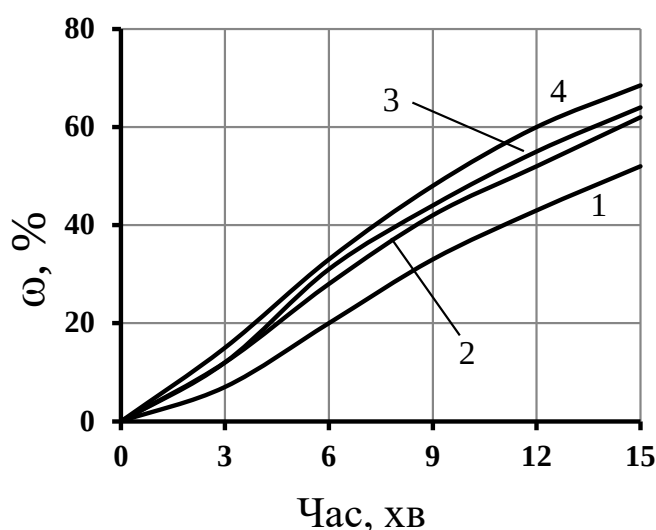


Рис. 2. Кінетика відновлення магнетитового концентрату воднем ($W_{H_2}=600\text{см}^3/\text{хв}$) за умов високочастотного ЕМП ($f=25$ кГц, $W=30$): 1,2 – 773 К; 3,4 – 973 К; 1,3-поза поля; 2,4-під впливом поля

Зазначений результат було отримано за умов стабілізованої температури; середнє значення швидкості відновлення збільшувалося майже вдвічі. В області підвищених температур ефективність зовнішніх впливів знижувалась, але навіть при 1173 К мало місце суттєве скорочення часу повного відновлення. Помітного розігріву шихти не відзначалося.

Як і раніше сильно давалася взнаки потужність зовнішніх впливів. Це можна проілюструвати результатами відновлення магнетитового концентрату воднем при 973 К: електромагнітне поле частотою 25 кГц та $W = 30$ підвищувало від 63 до ~69 %, а у разі $W = 50$ ця величина зростала до 77 %. Зовнішні дії значно форсували видалення кисню окислованих рудних матеріалів. Позитивна дія високочастотних полів ($f = 40$ кГц, $W = 50$) була встановлена в експериментах з окисленими магнетитовими окатишами. Навіть при підвищеній температурі (1173 К) в потоці H_2 зростала від 58,5 до 68 %, в потоці CO – від 24 до ~30 %.

Список літератури

1. Thomas J. M., Thomas W.J. Principles and Practice of Heterogeneous Catalysis. Second, Completely Revised Edition. Wiley VCH, 2015. 768 s. ISBN: 978-3-527-31458-4
2. Волькенштейн Ф.Ф. Физико-химия поверхности полупроводников. М.: Наука, 1973. 399 с.
3. Zhiwei Chen, Cheng Huang, Tengfei Zhou, Juncheng Hu. Strike a balance between Adsorption and Catalysis Capabilities in $Bi_2Se_3-xO_x$ Composites for high-efficiency

antibiotics remediation. *Chemical Engineering Journal*. 2020, Vol. 382: 122877. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cej.2019.122877>

4. Kamran Syed, Nikša Krstulović, Juan Casanova-Cháfer, Eduard Llobet, Frank Güell The role of the pulsed laser deposition in different growth atmospheres on the gas-sensing properties of ZnO films. *Sensors and Actuators B: Chemical*. 2023, Vol. 382: 133454 <https://doi.org/10.1016/j.snb.2023.133454>

5. Michael Holmboe. Effect of gamma-irradiation on the redox states of the structural iron in bentonite clay. *SSM* 2023:14. 46 s. ISSN: 2000-0456. [202314-effect-of-gamma-irradiation-on-the-redox-states-of-the-structural-iron-in-bentonite-clay.pdf](#)

6. Panjak, M Chauhan, Effect of ultrasound on the redox reactions of iron (II) and (III). *Indian Journal of Chemistry*. 2004, Vol. 43A: 2098-2101. [\(PDF\) Effect of Ultrasound on the Redox Reactions of Iron\(II\) and \(III\)](#)

¹Український державний університет науки і технологій

²Space Electric Thruster Systems (SETS)

³Національний науковий центр "Харківський фізико-технічний інститут"

⁴Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара

ОТРИМАННЯ ПРОМІЖНИХ ШАРІВ ПРИ ПАЯННІ ВУГЛЕЦЬ-ВУГЛЕЦЕВОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРІАЛУ ТА ВОЛЬФРАМУ

Перспективним конструкційним матеріалом для виготовлення деталей термостійких катодів є вуглець-вуглецевий композитний матеріал (ВВКМ). Такий матеріал характеризується значною стійкістю до впливу термічних напружень, низькою щільністю, високою корозійною стійкістю, високою температурою сублімації, стійкістю до термоударів, високою механічною міцністю за температур до 2800 °С [1]. Електричні властивості ВВКМ дають можливість використовувати його як матеріал для виготовлення резистивних нагрівачів [2], деталей, що слугують струмопідводами та деталей конструкції емітера. Паяні з'єднання деталей катоду, що виготовленні з ВВКМ працюють за температур 1400-1700 °С, в умовах високих термомеханічних навантажень в середовищі вакууму. Термін роботи таких деталей визначає час роботи всього двигуна, тому збільшення цього терміну є важливим завданням для забезпечення надійності всієї рухомої установки.

Значною проблемою використання ВВКМ є отримання якісного з'єднання з металами, працездатне за температур 1400-1700 °С. Для деталей катодів, виготовлених з ВВКМ не рекомендовано використання таких типів фіксації як різьбова, клепана із-за крихкої природи ВВКМ та необхідності отримання герметичних з'єднань. Висока робоча температура з'єднань перешкоджає використанню клейових композицій [3]. Таким чином, паяння, стає одним із найбільш ефективних методів з'єднання деталей з ВВКМ між собою та з металами.

Формування з'єднання вуглецевих матеріалів з металами за участю рідкої фази є найбільш поширеним способом паяння та зварювання. При цьому можливі різні варіанти матеріалу формуючого - від металевого до карбідного та вуглецевого складів, а також проміжних складів з різним вмістом металевої карбідної та вуглецевої фаз [4].

ВВКМ, що застосовується в конструкції катодів має 3D структуру армування вуглецевими волокнами, які ущільнені вуглецем. Така конфігурація дозволяє отримувати показники щільності $1,12 \dots 1,36 \text{ г/см}^3$, відкритої пористості $12,2 \dots 24,1 \%$ [8]. Мікроструктура ВВКМ являє собою розгалужену систему капілярів, що мають різну геометрію та розміри: $10 \dots 70 \text{ мкм}$ у поздовжньому напрямку волокон та до $0,5 \text{ мм}$ у поперечному напрямку. Така структура ВВКМ сприяє втягуванню металічного пропою при паянні, утворюючи в порах ВВКМ металічний каркас, характеристики міцності якого і визначають, як правило, міцність паяного з'єднання [4].

При контактній реакційній паянній тонкостінних (товщина стінки до 1 мм) циліндричних деталей з ВВКМ та вольфрамом з використанням порошкових припоїв надмірне капілярне втягування разом з усадкою порошкового припою спричиняють утворення дефектів паяного з'єднання у вигляді непропаю і порожнин, тому актуальним питанням є розробка композиційної суміші порошкових матеріалів, для попереднього нанесення на ВВКМ. Проміжний прошарок сприяє кращому змочуванню припою, сприяє значному зниженню термічних напружень та підвищенню механічних властивостей паяних з'єднань [5].

Умови роботи паяного вузла визначають вимоги до застосовуваних матеріалів припою та металізаційного прошарку [6,7]:

- змочування. Матеріал повинен змочувати ВВКМ (кут $\theta < 90^\circ$) та утворювати з'єднання за рахунок фази MeC-C , однак разом з тим повинен мати і обмежену швидкість розтікання, щоб сформувати рівномірний прошарок на поверхні ВВКМ.

- стійкість до фізичної абляції. Щоб уникнути активного випаровування окремих компонентів припоїв під час паяння деталей у вакуумі та під час експлуатації катоду, необхідно застосовувати такі припої, пружність пари яких мінімум на 1-2 порядки нижча за тиск робочого середовища катоду.

- температура плавлення металізаційного прошарку повинна бути вищою, ніж температура плавлення припою. Така залежність мінімізує втягуванню припою у пори та сприяє отриманню цілісного паяного шву без дефектів.

- матеріали повинні мати максимально наближені характеристики коефіцієнта термічного розширення (КТР) до основних матеріалів, що з'єднуються при паянні. Для зниження напруги під час з'єднання різнорідних матеріалів, рекомендується використання пластичних матеріалів, межа пружності яких нижча або наближається до межі міцності вуглецевого матеріалу на розтягнення.

- температурний інтервал кристалізації. Бажано, щоб хімічний склад був евтектичним або близьким до евтектичного, припої інших з'єднань повинні мати інтервал

кристалізації не більше 50 °С. Сплави з більшим інтервалом кристалізації схильні до ліквідації та як правило, не забезпечують отримання надійних герметичних паяних з'єднань.

Встановлено, що застосування суміші порошкових матеріалів системи Ti-Nb, дозволяє отримувати на поверхні тонкостінних деталей ВВКМ прошарок, сформований методом вакуумного дифузійного насичення за температури близько 1900 °С з обмеженою рідкою фазою. Формування міцного з'єднання відбувається за допомогою утворення евтектичного розплаву типу MeC-C, проникнення його у ВВКМ з наступною кристалізацією [6]. Товщина прошарку становить 20...40 мкм, та складається з карбідних фаз (Ti, Nb)C, та твердого розчину β -(Ti, Nb).

Використання металізації ВВКМ порошками системи Ti-Nb забезпечує утримання припою в зазорі, сприяє отриманню міцного металевого зв'язку, утворенню більш поступового градієнта концентрації вуглецю під час паяння від карбідної фази до вольфраму, що покращує пластичні властивості з'єднання.

Список літератури

1. Li S., Du D., Zhang L., Song X., Zheng Y., Huang G., Long, W. (2021). A review on filler materials for brazing of carbon-carbon composites. *Reviews on advanced materials science*, 60(1), 92-111. <https://doi.org/10.1515/rams-2021-0007>.
2. Hurin I., Nevlyudov I., Tokarieva O. (2023). Current leads for resistive cccm heaters. *Integrated Technologies and Energy Saving*, 4, 49-57. <https://doi.org/10.20998/2078-5364.2023.4.053>.
3. Qin Y., Feng J. (2007). Microstructure and mechanical properties of C/C composite/TC4 joint using AgCuTi filler metal. *Materials Science and Engineering: A*, 454-455, 322-327. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.11.056>.
4. Prykhodko V. E., & Kulyk A. V. (2001). Analysis of physicochemical processes of graphite with metals juncture in a fluid phase. *Kosmìčna nauka i tehnologiâ*, 7(1s), 153-157. <https://doi.org/10.15407/knit2001.01s.153>.
5. Wang Z. Y., Li M. N., Ba J., Ma Q., Fan Z. Q., Lin J. H., Zhong Z. X., Qi J. L., Cao J., Feng J. C. (2018). In-Situ synthesized TiC nano-flakes reinforced C/C composite-Nb brazed joint. *Journal of the European Ceramic Society*, 38(4), 1059-1068. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.11.059>
6. Аникин Л.Т., Дергунова В.С., Кравецкий Т.А. Пайка и сварка графита. М.: Металлургия, 1978. 135с.

7. Гладков А.С. Пайка деталей электровакуумных приборов М.: Энергия, 1967. 288 с.

8. Дзюба В.С., Оксиук С.В. Исследование прочности углерод-углеродных композиционных материалов в условиях температур 293...3300К при высокоскоростном нагреве. *Проблемы прочности*. 2005. № 1. С. 136-143.

УДК 669.1:620.186

Л. О. Дан, Л. О. Трофімова

Державний вищий навчальний заклад

«Приазовський Державний Технічний Університет», м. Дніпро

ТЕПЛОВИЙ ВПЛИВ НА ДОДАТОК ЗЛИВКА, ЩО ТВЕРДНЕ, ЯК СПОСІБ ЗМЕНШЕННЯ ЙОГО НЕОДНОРІДНОСТІ

Не потребує доведення факт, що істотним недоліком любого сталевого зливку є хімічна неоднорідність металу в ньому. У великих зливках ступінь ліквідації вуглецю коливається від 50 до 150 % і може досягати такої величини, що метал донної та головної частин зливка відповідатиме різним маркам сталі [1]. Крім вуглецю значно ліквінують сірка і фосфор. Неоднорідність хімічного складу металу має результатом неоднорідність механічних властивостей готових виробів, що є неприпустимим.

В роботах академіка Н.Т. Гудцова, П.А. Дудовцева, В.О. Єфімова, а пізніше О.М. Скребцова та співробітників [1, 2, 3, 4] розглянуто періодичний характер розподілу хімічних елементів по перерізу зливка та висунуті міркування щодо його причин. Головною причиною цього явища названо періодичний характер перебігу конвекції рідкого металу в об'ємі зливка, що твердне. В цій контексті можна припустити, що зміна характеру потоків гарячого та холодного розплавів приведе до більш сприятливого розподілу хімічних елементів в тілі зливку.

Також відомо, що додаткова частина зливку не тільки живить тіло зливка розплавом під час його твердіння, а й суттєво впливає на характер конвективних потоків при цьому і тому може сприяти зменшенню хімічної неоднорідності.

В даній роботі дослідили вплив електродугового обігріву додатку 17,9 т зливку сталі 45 на характер розподілу вуглецю, сірки та фосфору в ньому.

Перш за все, слід зазначити, що внесення ззовні тепла до додаткової частини дозволяє зменшити її об'єм вдвічі без погіршення щільності піддодаткової зони та повністю усунути усадкову раковину. Про це свідчать результати роботи [5], що була проведена за аналогічних умов.

Для проведення хімічного аналізу металу з дослідних та контрольних зливків відібрали у певних місцях стружку, всього з 43 точок.

При аналізі розподілу C, S, P у вертикальному напрямі з'ясували, що і в контрольному і в дослідному зливках в головній їх частині, в ділянці, що твердне в останню чергу, спостерігається досить різке збільшення вмісту всіх названих елементів порівняно з іншими зонами зливка і вмістом їх у ковшовій пробі сталі. Це збільшення від донної частини до головної йде стрибкоподібно, нерівномірно. При цьому вміст вуглецю в головній частині зливка, що обігрівався, перевищує його вміст у зливку, що не обігрівався. Що стосується сірки і фосфору, то було виявлено схожість у перебігу кривих у зливків, що обігріваються і не обігріваються, практично по всій їх висоті. Тільки в нижній частині зливка в області конуса осадження положення кривих сірки і фосфору для зливка, що обігрівається, вказує на менший вміст цих елементів.

Аналіз розподілу досліджуваних елементів на різних рівнях у поперечних перерізах зливків показав наступне: 1. На всіх рівнях по висоті у дослідному зливку в порівнянні з контрольним зберігаються як позитивні так і негативні екстремуми вмісту елементів, хоча не так сильно виражені. 2. В донній та головній частині в наявності ліквідація вуглецю – в головній позитивна, в нижній – негативна. При цьому вміст елементу наближається до ковшової проби з наближенням до периферії перерізу. Суттєвої різниці в абсолютних показниках для дослідного та контрольного зливків немає.

Отримані під час експерименту дані дають змогу зробити висновок, що обігрів головної частини злитка істотно не впливає на характер розподілу вуглецю, сірки і фосфору (частково і марганцю) в зливку. Водночас, хоч відмінність між найнижчим і найвищим вмістом сірки і фосфору обох зливків практично однакова, ці елементи в дослідному зливку в цілому розподіляються більш рівномірно, ніж у контрольному.

Дослідження ступеня чистоти металу за неметалевими включеннями показало, що у зливка, що обігрівається, у верхній частині неметалевих включень було в середньому на 15% менше, ніж у зливка, що не обігрівається, а в нижній частині в середньому - на 18%. У середній частині зливків жодних відмінностей виявлено не було.

Список літератури

1. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали – М.: Metallurgy, 1976. – 552 с.
2. Скребцов А.М. Новые представления о периодичности изменения концентраций химических элементов по радиусу слитка стали/ А.М. Скребцов, Л.А. Дан, В.В. Килочкин// Изв. ВУЗов ЧМ, 1991.-№7, С.106.
3. Скребцов А.М. Периодичность изменения химического состава слитка/ А.М. Скребцов, Л.А. Дан, Б.А. Павлюк, В.В. Килочкин// Процессы литья. -1992, №2, С.52-55.
4. Скребцов А. М. Радиоактивные изотопы в сталеплавильных процессах.-М.: Metallurgy, 1972.- 304 с.
5. Дан Л.О. Щодо одного з шляхів економії металу при відливанні сталевих зливок/ Л.О. Дан, Л.О. Трофімова, П.В. Павленко// Вісник Приазовського державного технічного університету: Зб. наук. пр. – Маріуполь: ДВНЗ «ПДТУ», 2024. – Вип. 49, Т1. – С. 183 - 192. [doi:10.31498/2225-6733.49.1.2024.321259](https://doi.org/10.31498/2225-6733.49.1.2024.321259).

УДК 574:621.1

О. О. Єрьомін, О. В. Гупало, Р. І. Задорожній, А. С. Золотько, Е. Х. Мамедов

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ЕКОНОМІЯ ПРИРОДНОГО ГАЗУ В ПАЛИВНИХ СЕКЦІЙНИХ ПЕЧАХ ДЛЯ ШВИД- КІСНОГО НАГРІВУ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ТРУБ

Актуальність зниження витрати викопного палива, що застосовується в теплових агрегатах, пов'язана з низькою причин, серед яких основними є наступні:

– світовий дефіцит викопного палива та темпи зростання його вартості на протязі останніх 50 років призвели до суттєвого (подекуди 100-кратного) подорожчання цього енергоресурсу;

– моральна застарілість та фізичний знос теплотехнічних агрегатів промислових підприємств України призвели до 2-3 кратного перевищення питомих витрат палива у порівнянні з промислово розвиненими країнами [1];

– з кінця минулого століття активно впроваджуються економічні механізми боротьби із забрудненням навколишнього середовища, заходи з контролю та обмеження кількості викидів шкідливих речовин, парникових газів тощо [2];

– в умовах війни України з російською федерацією розірвані шляхи постачання викопного палива з країни-агресора та його транзит через територію росії; українська

промисловість та енергетика руйнуються під обстрілами, відчувається обмеженість фінансових ресурсів не лише на реконструкцію та удосконалення обладнання, але і на його відновлення внаслідок руйнування.

В металургії та машинобудуванні вагомими споживачами викопного палива є нагрівальні та термічні печі, більшість з яких було побудовано 40-60 років тому з використанням технологій і матеріалів, притаманних часу їх будівництва. До таких агрегатів відносяться і секційні паливні печі, призначені для швидкісного нагрівання заготовок діаметром до 200 мм та термообробки труб діаметром від 100 мм. Ці агрегати опалюються природним газом і відрізняються низькою енергоефективністю через особливості своєї конструкції та теплової роботи.

Так, для забезпечення швидкісного нагрівання металу в робочому просторі секційної печі підтримується висока температура, яка може досягати 1350 – 1450 °С. Розвинена площа зовнішньої поверхні футерівки печі та наявність значної кількості водоохолоджувальних елементів – роликів, що використовуються для транспортування металу через піч, призводять до високих теплових втрат робочим простором печі. Для утилізації теплоти відхідних димових газів на печах встановлюються рекуператори, які зазвичай забезпечують ступінь рекуперації теплоти не більше 0,25. Таким чином, великі теплові втрати та низька ефективність утилізації теплоти димових газів обумовлюють високі питомі витрати палива 85 – 140 кг у.п./т металу [3].

Завдання зменшення питомих витрат палива на теплову обробку металу може вирішуватися двома шляхами:

1) заміною застарілих технологій виробництва сучасними енергоефективними технологіями, що передбачають використання для теплової обробки металу електротехнологічних установок;

2) впровадженням найкращих доступних технологій та методів управління [4].

В теперішній час, в умовах обмеженої інвестиційної спроможності українських підприємств найбільш перспективним є другий шлях, який і розглянуто авторами.

З використанням методів математичного моделювання досліджено теплову роботу секційної печі. Розроблена авторами математична модель печі містить наступні розрахункові блоки: розрахунок спалювання палива, розрахунок зовнішнього теплообміну, нагрівання металу, визначення теплових втрат робочим простором печі, складання теплового балансу печі і розрахунок техніко-економічних показників її роботи. Спираючись на довідник з найкращих доступних технологій та методів управління,

складений для промисловості з обробки чорних металів [4], було проаналізовано тепловий баланс печі і виявлено наступні напрями щодо підвищення її енергоефективності:

1) мінімізація втрат теплоти робочим простором печі через футерівку, а також на розігрів футерівки до робочої температури;

2) підвищення коефіцієнта використання теплоти палива (КВП) (тобто частки теплоти згоряння палива, яка залишається в робочому просторі печі і використовується на покриття теплових втрат робочим простором печі та здійснення теплової роботи).

Зменшення теплових витрат робочим простором печі може бути реалізовано:

- застосуванням волокнистих вогнетривких матеріалів та малоінерційного футерування секцій з метою зменшення втрат тепла теплопровідністю та зниження здатності кладки акумулювати теплоту;

- збільшенням довжини секцій до 1,5 – 2,5 метрів зі зменшенням числа тамбурів і, відповідно, втрати теплоти на охолодження роликів;

- переходом з водяного на повітряне охолодження роликів, особливо, при невеликих температурах нагріву металу, характерних для низки режимів термообробки.

Для підвищення КВП можуть застосовуватися наступні заходи: зниження температури вихідних газів; зменшення питомого виходу диму; збільшення температури підігріву повітря горіння; спалювання палива з мінімальним надлишком повітря.

Ці заходи реалізуються шляхом:

- заміни двопровідних пальників на швидкісні пальники, факел яких спрямовано безпосередньо на поверхню металу, що реалізують струменево-факельний нагрів і забезпечують інтенсифікацію конвективного теплообміну в секціях печі;

- збагачення повітря горіння киснем або переведенням печі на газо-кисневе спалювання палива, яке забезпечує зменшення втрат теплоти з димом, що відходить з печі;

- застосування регенеративної системи опалення секцій з використанням кулькових насадок регенераторів для підігріву повітря, що забезпечить збільшення ступеня утилізації теплоти до 0,7-0,8;

- налаштування системи регулювання «паливо-повітря» на спалювання палива з коефіцієнтом витрати повітря, наближеним до 1, при одночасному поліпшенні перемішування повітря і палива з метою недопущення догорання палива за межами робочого простору печі.

Порівняльний аналіз ефективності впровадження розглянутих технологій та методів управління показав, що одночасне переведення печі на регенеративну систему опалення та реконструкція футерівки печі з використанням волокнистих вогнетривів забезпечують найбільшу питому економію палива, яка в залежності від призначення печі, її початкового технічного стану та режиму роботи складає 20 – 55 %.

Список літератури

1. Венгер, В. В. Тенденції та вектори розвитку металургійної галузі України / В. В. Венгер, Н. І. Романовська, М. Б. Чижевська // *Агросвіт*. – 2022. – № 4. – С. 37-47
2. Шатоха, В. І. Сталий розвиток в чорній металургії / В. І. Шатоха. – Дніпропетровськ : Дріант, 2015. – 184 с.
3. Гупало, Е. В. Энергосберегающие режимы нагрева под термообработку прямошовных электросварных труб в секционной печи / Е. В. Гупало, В. И. Гупало // *Металургійна теплотехніка: Збірник наукових праць Національної металургійної академії України*. – Дніпропетровськ: "ПП Грек О.С.", 2006. – С. 132 – 138.
4. Аріес, Е. Найкращі доступні технології та методи управління (НДТМ). Довідковий документ для промисловості з обробки чорних металів/ Е. Аріес, Х. Ґомес Бенавідес, С. Мавроматіс, Ґ. Кляйн, Ґ. Хронопулос, С. Рудьє // Люксембург: Відділ публікацій Європейського Союзу. – 2022. – 868 с. <http://doi.org/10.2760/196475>

УДК 669.23.002.8:626

В.Г. Єфімова

КПІ імені Ігоря Сікорського, м. Київ

ПРОДУВАННЯ МЕТАЛУ У ПРОМІЖНОМУ КОВШІ МБРЗ З МЕТОЮ ВИДАЛЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ

Головним показником, що дозволяє оцінити якість відливої продукції, є вміст неметалевих включень. При цьому слід врахувати той факт, що безпосередній відбір проб і дослідження зразків фізико-хімічної системи розплав сталі-шлак – неметалеві включення неможливо.

У процесі продування стали інертним газом бульбашки аргону захоплюють краплі металу з неметалевими включеннями, що містяться у них, а потім виносяться в шлакову фазу, де протікає процес адсорбції їх шлаком [1-3]. При цьому механізм і кількість видалених включень у даному випадку все ще недостатньо вивчені, а більшість дослідників в основному розглядає механізм захоплення металевих крапель у шлак і висловлює припущення, що рушійною силою цього процесу є розрив металевої плівки на аргоновому пухирі.

Для визначення траєкторії руху одиничної краплі заліза, що переміщається у шлаковій фазі, було використано закон балістичного руху в координатній формі.

В результаті було визначено резидентний час перебування крапель металу у шлаковій фазі при різних витратах інертного газу та діаметрах пузиря аргону.

Результати розрахунків показали, що швидкість рафінування, а, отже, і вміст неметалевих включень знижується з часом і при досягненні резидентного часу 1,2 с стає постійною і становить 0,4%-1.

Для перевірки теоретичних розрахунків було проведено порівняльні експерименти з використанням продувних фурм великої протяжності рис.1 шляхом розливання дослідно-промислових серій плавов.

Метою досліджень було визначення кількості та складу неметалевих включень у безперервнолитих слябах та готовому прокаті.

Після остаточної установки промківша МНЛЗ подачу аргону починали при досягненні рівня, що відповідає приблизно 40 т рідкого металу. Витрата аргону становила 5, 9, 12 і 15 л·мин⁻¹ при тиску 6 атм.

Промислові дослідження проводилися на сталі марки ВВА на сляби перетином 200x1245 мм.

Оцінка неметалевих включень проводилася за ASTM EN 45-05 методом А.

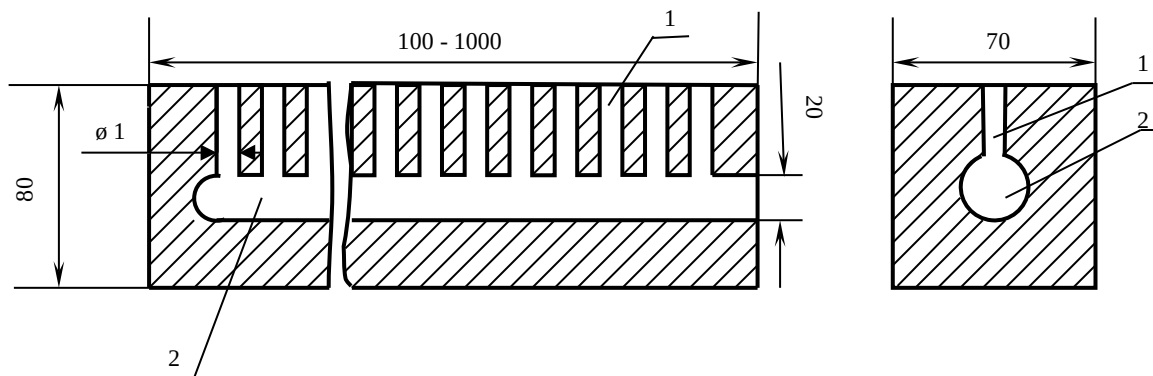


Рис. 1. Конструкція протяжної фурми: 1 – малий газовидільний канал; 2-основний газорозподільний канал.

Результати оцінки неметалевих включень наведені у Таблиці 1.

Таблиця 1 – Результати оцінки неметалевих включень методом А

Витрати аргону л·хв ⁻¹	Бал неметалевих включень	Тип А		Тип В		Тип С		Тип D		
		тонкі	товсті	тонкі	товсті	тонкі	товсті	тонкі	товсті	Діаметр вкл., мкм
15	Середній бал	0,58	0,17	0,58	0	0	0	1,0	0	4,42
	Максимальний бал	1,0	1,0	2,5	0	0	0	1,0	0	5,08
13	Середній бал	1,75	0	1,08	0	0	0	1,0	0	3,06
	Максимальний бал	2,5	0	2,5	0	0	0	1,0	0	5,08
12	Середній бал	0,5	0	1,0	0	0	0	0,5	0	1,62
	Максимальний бал	0,5	0	1,5	0	0	0	0,5	0	4,08
10	Середній бал	0,5	0	0,33	0	0	0	0,5	0	1,7
	Максимальний бал	0,5	0	1,0	0	0	0	0,5	0	4,9
9	Середній бал	1,17	0,58	1,33	0,17	0	0	1,0	0,42	2,87
	Максимальний бал	1,5	2,0	2,0	0,33	0	0	1,0	1,5	4,9
5	Середній бал	1,83	0,08	0,67	0,19	0	0	1,0	1,17	1,86
	Максимальний бал	3,0	0,5	2,0	0,4	0	0	1,0	2,0	5,08

Дані промислових випробувань показали, що найкращі результати рафінування металу від неметалевих включень спостерігаються за витратами газу 10-12 л·мин-1.

Результати роботи свідчать, що збільшення резидентного часу перебування краплі металу в фазі шлаку сприятливо позначається на процесі рафінування металу від

неметалевих включень. При цьому його діапазон лежить в 0,1-0,6 с, а середня швидкість рафінування становить 0,27-0,30% мас. · с⁻¹. Металографічні дослідження підтвердили, що найкращі результати рафінування досягаються при витраті газу в діапазоні 10-12 л·хв⁻¹.

Список літератури

1. Huang J., Yuan Z., Shi S., Wang B., Liu C. Flow characteristics for two – strand tundish in continuous slab casting using PIV//Metals. 2019. №9. P. 41-52.
2. Gushchin V. N. , Ul'yanov V. A. Improved tundish refining of steel in continuous-casting machines// Steel in Translation. 2017.Vol. 47. N 5. P. 320–324.
3. Smirnov, A.N., Efimova, V.G., Verzilov, A.P., Maksaev, E.N. Clogging of submersible nozzles in continuous slab-casting machines// Steel in Translation, 2014, Vol. 44 (11), P. 833-837.

УДК 669.57.893

В.Г. Єфімова

ТОВ «Технічний університет «Метінвест політехніка», м. Запоріжжя

КІНЕТИКА ПРОЦЕСУ РОЗЧИНЕННЯ ЧАСТИНОК ГЛИНОЗЕМУ У РАФІНУВАЛЬНОМУ ШЛАКУ ПРОМІЖНОГО КОВША

Розчинення твердих частинок Al_2O_3 у рідкому шлаку можна описати за допомогою наступних процесів, гомогенною хімічною реакцією на межі поділу фаз $Al_2O_{3(ТВ.)} \rightarrow Al_2O_{3(р.)}$ та масообмінних процесів, що відбуваються у рідкій фазі $Al_2O_{3(р.)} \rightarrow Al_2O_{3(р.)}$.

Відомо, що при розчиненні неметалевої фази у рідкому шлаку не супроводжується утворенням нових та проміжних хімічних сполук. Отже контроль швидкості розчинення твердих частинок Al_2O_3 у наших дослідженнях може бути описаний законами масопереносу на межі поділу двох рідких фаз розплав сталі – шлак.

Отже швидкість розчинення твердих частинок Al_2O_3 можна характеризувати масообмінним потоком та описати рівнянням масопереносу таким чином [1-3]:

$$J = -k(C_{ст} - C_{ш}), \quad (1)$$

де J – масообмінний потік, моль/м³; k – коефіцієнт масопередачі у шлаку, см/с; $C_{ст}$ та $C_{ш}$ – концентрація включень у розплаві сталі та шлаковій фазі; $(C_{ст} - C_{ш})$ – є рушійною силою розчинення.

Якщо розчинені частинки Al_2O_3 мають сферичну форму, то рівняння (1) для швидкості розчинення частинок глинозему можна записати як:

$$\frac{dr}{dt} = -k(C_{ст} - C_{ш}) \cdot \frac{M}{\rho} \quad (2)$$

де r – радіус твердих частинок Al_2O_3 , см; t – час, с; M – молярна маса твердих частинок Al_2O_3 , г/моль; ρ – густина твердих частинок Al_2O_3 , г/см³.

Швидкість розчинення частинок глинозему нами було розраховано з використанням рівняння (2) за експериментальними даними (рис.1). із застосуванням програмного пакету FactSage. Фізичні властивості та коефіцієнти масопередачі для кожної температури наведено у таблиці 1.

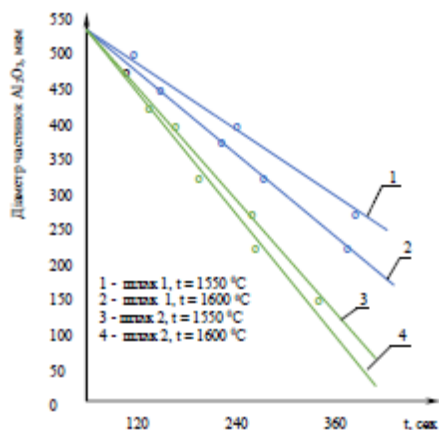


Рис. 1. Швидкість розчинення частинок Al_2O_3 в залежності від вмісту Fe_2O та температури

Таблиця 1. Фізичні властивості та коефіцієнт масопередачі в залежності від температури

№ шлаку	$t, ^\circ C$	Рушійна сила розчинення, моль/м ³	Густина шлаку, ρ , кг/м ³	Швидкість розчинення, $\frac{dr}{dt}$, см/с	Коефіцієнт масопередачі, k , см/с
Шлак 1	1550	10,79	2654	$5,64 \cdot 10^{-5}$	$1,48 \cdot 10^{-7}$
Шлак 2	1600	11,56	2648	$9,81 \cdot 10^{-5}$	$2,15 \cdot 10^{-7}$
Шлак 3	1550	11,15	2853	$1,20 \cdot 10^{-4}$	$3,24 \cdot 10^{-7}$
Шлак 4	1600	11,83	2835	$5,74 \cdot 10^{-4}$	$3,92 \cdot 10^{-7}$

Дані таблиці 1 свідчать, що коефіцієнт масопередачі зростає з підвищенням температура плавлення.

Енергію активації розчинення твердих частинок Al_2O_3 можна визначити аналітичним шляхом. У нашому дослідженні швидкість розчинення частинок Al_2O_3 вимірювалась за декілька температур, і відповідно розраховувався коефіцієнт масопередачі. З використанням рівняння Арреніуса ми побудували графік залежності логарифми коефіцієнта масопередачі від оберненої температури. Це дозволило нам графічно визначити енергію активації процесу розчинення графічним шляхом:

$$k = k_0 \cdot \exp\left(-\frac{E_A}{RT}\right) \quad (3)$$

де k_0 – передекспоненціальна стала; R – універсальна газова стала, Дж/моль·К; T – температура, К; E_A – енергія активації, Дж/моль.

Логарифмування рівняння (3) дозволить нам знайти енергію активації, як кутовий коефіцієнт рівняння прямої у координатах логарифм коефіцієнта масопередачі від оберненої температури, як:

$$\ln k = -\frac{E_A}{R} \cdot \frac{1}{T} + \ln k_0 \quad (4)$$

Визначені у такий спосіб значення енергії активації наведені на рис. 2.

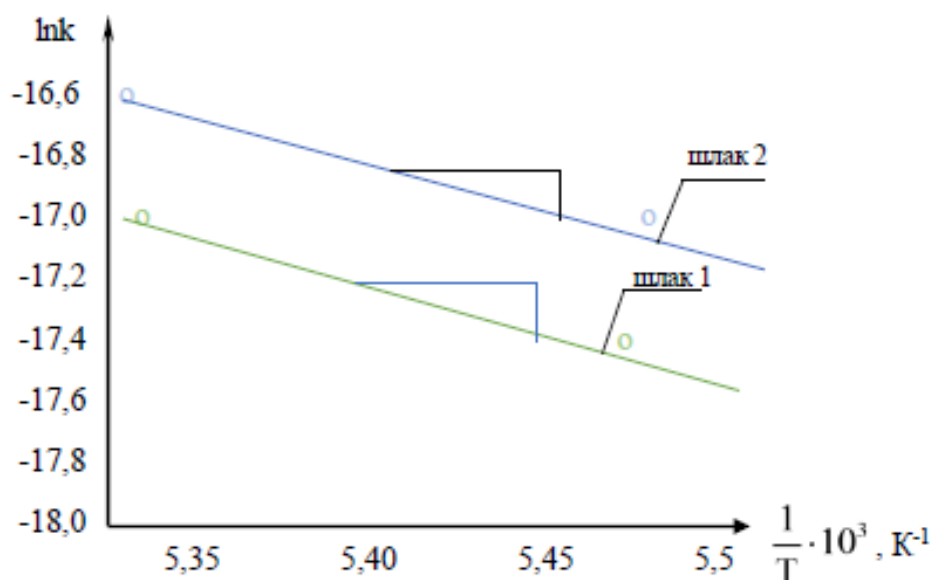


Рис. 2. Графічне визначення енергії активації, з використанням рівняння Арреніуса.
Шлак 1 - $E_A=160$ кДж/моль. Шлак 2 - $E_A=190$ кДж/моль.

Отже, як свідчать дані рис. 2 розчинність твердих частинок Al_2O_3 більшою мірою залежить від температури для шлаку складу 2.

В результаті проведеної роботи визначено енергію активації процесу розчинення частинок Al_2O_3 у шлаках різного складу. Дослідження свідчать, що зростання у складі шлаку вмісту FeO призводить до збільшення енергії активації процесу, а також більшої залежності від температури

Наступним етапом наших досліджень буде вивчення розчинення твердих частинок MgO у шлаках різного хімічного складу.

Список літератури

1. Fan Z., Friedmann S.J. Low-carbon production of iron and steel. Technology options, economic assessment, and policy. 2021. №6. P. 829–862.
 2. Holappa L., Kekkonen M., Louhenkilpi S., Hagemann R., Schröder C., Scheller P. Active tundish slag. Steel Research International. 2013. Vol. 84. P. 638–648.
- Chen G., He S., Wang Q. Dissolution behavior of Al_2O_3 into tundish slag for high-al steel. 2020. Journal of Materials Research and Technology. Vol. 9. P. 11311–11318.

УДК 669.02

С.В. Журавльова, О.А. Танчев, І.В. Журавльова, Є.В. Батура

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ТЕНДЕНЦІЇ ТА ОСОБЛИВОСТІ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛЕЙ ЗІ ЗНИЖЕНИМ ВМІСТОМ СІРКИ

Через війну розміри української економіки суттєво скоротилися. Те ж саме відбулося й у металургії, однак можна констатувати, що ситуація певним чином стабілізувалася: обсяги виробництва сталі і прокату у 2023 році майже такі ж самі, як у 2022-му. За підсумками I кварталу 2024 року виробництво чавуну в Україні зросло порівняно з аналогічним періодом 2023-го на 32,1%, прокату – на 35,5%, сталі – на 36,6%. Такі дані наводить об'єднання «Укрметалургпром». За даними об'єднання, у січні - червні 2024 року було вироблено 3,87 млн т сталі (+37% до показника 2023 року), 3,47 млн т чавуну (+22,3%), 3,14 млн т прокату (+32,2%) [1].

На сьогоднішній день вельми гостро постає питання швидкого вдосконалення продукції українських металургійних підприємств та зменшення витрат матеріалів і

енергоресурсів на різних етапах виробництва. Позапічне рафінування сталі в агрегаті ківш-піч (АКП) являється найбільш поширеним способом отримання якісної сталі, а саме за рахунок глибокої десульфурзації металу [2-3]. Позапічна обробка сталі в ковші-печі дозволяє отримувати досить високу ступінь десульфурзації та гарні результати у вигляді низьких кінцевих концентрацій сірки [4]. Досліджено багато способів позапічної обробки сталі, але до цього часу не достатньо досліджені переваги і недоліки окремих технологій при виробництві низькосірчастих марок сталі, зокрема з вмістом сірки, що не перевищує 0,005 % [5]. Існують деякі складнощі стосовно нестабільного початкового вмісту сірки в металі, що потрапляє до АКП зі сталеплавильного агрегату. Через це, в процесі позапічної обробки проблематично отримувати гарантований низький вміст сірки менш ніж 0,005%.

Основною метою роботи являється збільшення ступеня десульфурзації при обробці металу на АКП та підвищення якості металу, за рахунок гарантованого отримання сталі із вмістом сірки менш ніж 0,005 %. Була розроблена технологія, що передбачає випуск металу зі сталеплавильного агрегату в ківш; присадку під час випуску із агрегату розкислюючих та легуючих матеріалів для отримання заданої марки сталі; обробку металу в ковші-печі інертним газом, що подається знизу; присадку на поверхню металу вапна та плавикового шпату у співвідношенні 4:1, та додання порошкового дроту з наповнювачем SiCa – марки СК30, при цьому витрата силікокальцієвого дроту залежить від початкового вмісту сірки в металі та кількості шлаку.

Розрахунок кількості силікокальцієвого дроту проводиться у відповідності до отриманих в роботі рівнянь в залежності від кількості рафінуючого шлаку.

Представлена технологія позапічної обробки сталі на АКП дозволяє раціонально використовувати коштовні силікокальцієві матеріали та забезпечувати при цьому стабільні результати десульфурзації і високу якість металу.

Висновки: Визначено, що глибока десульфурация сталі можлива шляхом використання технологічних комплексів «УДЧ – сталеплавильний агрегат» та «УДЧ – сталеплавильний агрегат – УПК». В роботі вдосконалена технологія позапічної обробки сталі на АКП, що дозволяє раціонально використовувати витратні матеріали для десульфурзації та отримувати якісний метал з гарантованим вмістом сірки менш ніж 0,005%.

Список літератури

1. Електронний ресурс – Журнал Forbs Україна - <https://forbes.ua/news/v-ukraini-v-pershomu-kvartali-zroslo-virobnitstvo-chavunu-stali-ta-prokatu-09042025-28726>.

2. С.В. Журавльова, Ю.С. Паніотов, В.С. Мамешин. Оцінка процесу десульфурзації металу на АКП по біваріативному механізму. Метал і Лиття України, 2015, № 2 (261). С. 8 – 11.

3. Журавльова С.В., Стоянов О.М., Нізяєв К.Г., Малій Х.В., Синегін Є.В., Мамешин В.С. Технології позапічної десульфурзації сталі: [Монографія.] - Дніпро: Середняк Т.К., 2024, - 150 с

4. Thompson A., Anthony W, and Bernstein I M, In Advances in Corrosion Science and Technology, 1st ed.; Fontana M G, Steahle R W, Eds.; Springer: Boston, MA, New York: Plenum Pres, 180; Volume 7, pp. 53–175.

5. Buľko, B., Molnár, M., Demeter, P. et al. Deep Steel Desulfurization Practice. Trans Indian Inst Met 75, 2807–2816 (2022). <https://doi.org/10.1007/s12666-022-02643-0>.

УДК 669.02

С.В. Журавльова, А.Ф. Марко, М.М. Бойко, В.С. Мамешин

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

РОЛЬ БІОМАТЕРІАЛІВ У МОДЕРНІЗАЦІЇ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА

Використання біоматеріалів у сталеплавильному виробництві — це перспективний напрямок, що поєднує екологічну ефективність та інноваційні технології. Навуглецювання являється необхідним технологічним процесом введення вуглецевих матеріалів у сталь з метою досягнення необхідного рівня вмісту вуглецю. Особливо перспективним для країн із розвинутим аграрним сектором, зокрема України, є застосування рослинної біосировини — агровідходів. Створення та впровадження таких біоматеріалів є актуальним напрямом розвитку, оскільки вони поєднують екологічну безпеку, енергоощадність і відновлюваність. Завдяки цим перевагам попит на біоматеріали постійно зростає, що сприяє їх переходу до етапу масштабного промислового виробництва та практичного застосування.

У деяких процесах біомаса (зокрема деревне вугілля або біовугілля) розглядається як екологічно чиста альтернатива кам'яному вугіллю чи коксу. Вона може зменшити викиди CO₂ і знизити вуглецевий слід металургійного виробництва. Біовугілля, отримане шляхом піролізу рослинної сировини, може частково або повністю замінити кокс у доменних або сталеплавильних печах. Однак потрібно враховувати його меншу

механічну міцність і різницю в реакційній здатності, що являється недостатньо дослідженим питанням на сьогоднішній день. Також технічними викликами у цьому питанні є: потреба в адаптації обладнання; варіативність складу біосировини, що використовується у сталеплавильному виробництві, а також економічна доцільність застосування біосировини.

Однак, незважаючи на ряд технічних задач, застосування біосировини у сталеплавильному виробництві забезпечить зменшення викидів парникових газів, використання відновлюваної сировини, поліпшення іміджу сталеплавильних підприємств у контексті сталого розвитку. Окрім того, біоматеріали відновлювані, на відміну від викопного палива, що робить виробництво сталі більш сталим.

Сучасний стан забезпечення якісними шихтовими матеріалами конвертерного процесу виплавки сталі свідчить про необхідність еволюційної зміни металургійних технологій. У конвертерному способі виробництва сталі за рахунок використання різних, у тому числі альтернативних джерел енергії, існує можливість широко варіювати складом металошихти, зі зміненням в ньому співвідношення чавуну, металобрухту, окотишів, інших залізовмісних матеріалів та заміною вуглецьмістячих компонентів альтернативними біоматеріалами.

Тож в роботі розглядається використання альтернативної сировини - лушпиння соняшнику, стебла соняшнику, кукурудзи та соломи у якості навуглецьовувачів сталі. Усі ці біоматеріали погребують специфічної технології підготовки перед використанням для навуглецьовування сталі. Збільшення частки перспективних високоміцних сталей в загальному обсязі виробництва сталі, які в цілому мають вищий вміст вуглецю ніж звичайні, низьковуглецеві сталі, збільшить використання навуглецьовувачів та підвищить вимоги щодо їх якості.

Висновки: Біоматеріали здатні стати важливим чинником у процесі декарбонізації чорної металургії. Її застосування в металургійних технологіях відкриває можливості для розв'язання ряду актуальних завдань: ефективна утилізація залишків біопереробки, зниження споживання кам'яного вугілля та природного газу, зменшення викидів шкідливих речовин у повітря, а також отримання вуглецевих матеріалів із покращеними характеристиками порівняно з традиційними. До того ж, використання біосировини сприяє додатковому зменшенню викидів CO₂ у довкілля.

Список літератури

1. S. Suopajarvi, K. Umeki, A. Mousa, M. Hedayati, A. Romar, T. Kemppainen, T. Fabritius. - Use of biomass in integrated steelmaking – status quo, future needs and outlook». - Applied Energy, 2018.
2. Коверя А.С., Кеуш Л.Г. Отримання металургійного палива і відновників шляхом копіролізу кам'яного вугілля і рослинної біомаси. Теплотехніка, енергетика та екологія в металургії : колективна монографія. У двох книгах. – Книга перша / Під загальною редакцією д.т.н., проф. Ю.С. Пройдака. – Дніпро : Нова ідеологія, 2017. С. 49-53.
3. A. Biniek-Poskart, M. Sajdak, M. Skrzyniarz, J. Rzącki, A. Skibiński, M. Zajemska. - The Application of Lignocellulosic Biomass Waste in the Iron and Steel Industry in the Context of Challenges Related to the Energy Crisis. - Energies, 2023.
4. Smirnov O.M., Timoshenko S.M., Narivskiy A.V. Renovation and innovative development of steel production in Ukraine in the context of energy efficiency and Green Deal. Visn. Nac. Akad. Nauk Ukr. 2023. (4): 21—38.
5. The use of agricultural waste in steel production. S. S. Zhuravlova, A. Marko, M. Boiko, O. Tanchev, V. Mameshyn / Croatian metallurgical society (CMS) 17th international symposium of croatian metallurgical society SHMD 2024 materials and metallurgy book of abstracts metallurgy. 63 (2024) 2, P. 312.

УДК 661.666

С. В. Журавльова, М. М. Бойко, І. В. Журавльова, Р. Б. Дутній, К. А. Подушко

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ З ВИКОРИСТАННЯМ АЛЮМОВМІСНИХ ВІДХОДІВ

У сучасній металургії підвищення якості сталі та зниження витрат на виробництво є пріоритетними завданнями. Одним із перспективних напрямів удосконалення технологічного процесу є застосування вторинної сировини, зокрема алюмовмісних відходів, у процесі позапічної обробки сталі. Це дозволяє не тільки зменшити витрати на легування, але й оптимізувати хімічний склад сталі, покращуючи її фізико-механічні властивості. Алюміній є одним з найбільш поширених легуючих елементів, що використовується в сталевих сплавах. Його додавання до сталі може суттєво поліпшити механічні властивості, такі як міцність, пластичність та стійкість до корозії. Алюміній також сприяє формуванню оксидних плівок на поверхні сталі, що захищає її від окислення.

Алюмовмісні відходи, які можуть бути використані в позапічній обробці сталі, включають шлаки, відходи виробництва алюмінію, а також відходи з обробки алюмінієвих сплавів. Ці матеріали містять значну кількість алюмінію та інших корисних елементів, що можуть бути повторно використані в металургійних процесах.

Процес позапічної обробки сталі з використанням алюмовмісних відходів включає кілька етапів:

- підготовка відходів: відходи повинні бути очищені та подрібнені до необхідної фракції для забезпечення рівномірного розподілу в сталевій масі.

- введення в процес: алюмовмісні відходи вводяться в сталь під час її нагрівання або в процесі легування. Це дозволяє досягти оптимального розподілу легуючих елементів.

- контроль параметрів: важливо контролювати температуру, час обробки та склад сталі, щоб уникнути негативних впливів на якість кінцевого продукту.

Метою дослідження було визначення закономірності впливу алюмовмісних відходів на хімічний склад, структуру та властивості сталі під час позапічної обробки, а також визначити оптимальні умови їх використання. У дослідженні застосовано алюмовмісні відходи, отримані у вигляді шлаків та стружки з алюмінієвого виробництва. Випробування проводилися на низьколегованій сталі марки 20Х, яка піддавалась позапічній обробці із додаванням алюмінієвих компонентів. Визначення хімічного складу здійснювалось методом спектрального аналізу, а мікроструктуру вивчали за допомогою оптичної та електронної мікроскопії.

Результати експериментів свідчать про те, що додавання алюмовмісних відходів забезпечує ефективне розкислення сталі, сприяє формуванню дрібнозернистої структури та зниженню вмісту неметалевих включень. Алюміній у складі відходів активно вступає у реакції з киснем і сіркою, формуючи оксиди та сульфіди, які легко виводяться у шлак.

При підвищенні вмісту алюмінію до оптимального рівня (0,03–0,05%) спостерігається значне покращення механічних властивостей сталі: зростає міцність, пластичність та ударна в'язкість. Надлишок алюмінію призводить до перегартування сталі та утворення грубих включень, що негативно впливає на якість металу.

У подальших дослідженнях доцільно розширити спектр застосовуваних алюмовмісних компонентів, а також дослідити їх взаємодію з іншими легувальними елементами в умовах промислового виробництва.

Висновки: Позапічна обробка сталі з використанням алюмовмісних відходів є ефективним методом легування та модифікування структури металу. Оптимізація вмісту алюмінію дозволяє досягти покращення механічних властивостей сталі, знизити виробничі витрати та сприяти екологічній утилізації промислових відходів.

Список літератури

1. Технології підвищення якості сталі [Підручник] / О.Г. Величко, О.М. Стоянов, Б.М. Бойченко, К.Г. Нізяєв. – Дніпропетровськ: Середняк Т.К., 2016. – 196 с.
2. Ковальов Г.М. Позапічна обробка чорних металів: [Навчальний посібник]. – Донецьк: Дон ГТУ, 1997. – 213с
3. Нестеренко Т. М., Нестеренко О. М., Колобов Г. О., Грицай В. П. Виробництво алюмінієвих сплавів з рудної та вторинної сировини : навч. посіб. Київ : Вища школа, 2007. 207 с.
4. Металургія кольорових металів. Ч.7. Вторинна металургія кольорових металів : підручник / В.М. Бредихін та ін. ; за заг. ред. д.т.н., проф. І. Ф. Червоного. Запоріжжя: ЗДІА, 2009. 454 с.

УДК 669.162

В. Г. Кисляков, В. І. Єлісєєв, О. Л. Руденко

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

АПРОБАЦІЙНІ ЛАБОРАТОРНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ РУХУ СУМІШІ РЕАГЕНТІВ ПРИ КОМПЛЕКСНОМУ РАФІНУВАННЮ ЧАВУНУ

У даній роботі вивчалось питання інжектування суміші реагентів, на основі CaO - Na_2CO_3 – FeO , при «холодному» моделюванні процесу комплексної обробки чавуну. Для даного дослідження на лабораторній базі Інституту чорної металургії була змонтована лабораторна установка.

Для проведення досліджень використовувалися реагенти – кальцинована сода, негашене вапно, оксид заліза (II) та рідина ПАВ для покращення руху реагенту. Як модель ковша було обрано прозору ємність, що відповідає масштабованому натурному зразку ковшів з масою чавуну 160 - 180 т. Як рідину використовували воду. Дуттьовий пристрій, що моделює фурму, являє собою трубку із внутрішнім діаметром 4 мм.

На основі теорії двофазних течій (газ - тверді частинки) [1, 2], що базується на математичному описі досліджуваних систем, розроблено методику теоретичного оцінювання впливу характеристик двофазних потоків (витрата газової фази, інтенсивність подачі твердої фази) та характеристики траси, що транспортує двофазний потік (діаметр каналу, довжина горизонтальних, вертикальних та похилих ділянок, матеріал траси), на зміну параметрів (перепад тиску, між початком та закінченням траси, швидкість газової та твердої фаз) двофазного потоку.

Для розвитку уявлення фізики процесу транспортування реагенту проведено розрахунки параметрів течії двофазного середовища. Вивчено зміну швидкості газу вздовж каналу (рис. 1), зміну швидкості частинок уздовж каналу (рис. 2). На основі отриманих залежностей було зроблено висновки про характер течії двофазного середовища: наявність стрижневої ділянки, ділянка "розпушування" і криві різкого зростання збільшення швидкості газу на вертикальній ділянці.

Виконано аналіз зміни тиску вздовж каналу, який показав, що на "стрижневій" ділянці спостерігається круте падіння тиску, подальше сповільнення спаду на ділянці "розпушування" і продовження крутого падіння на вертикальній ділянці.

Також аналіз отриманих результатів показав високий градієнт зростання кривих, який обмежує можливості розрахунку.

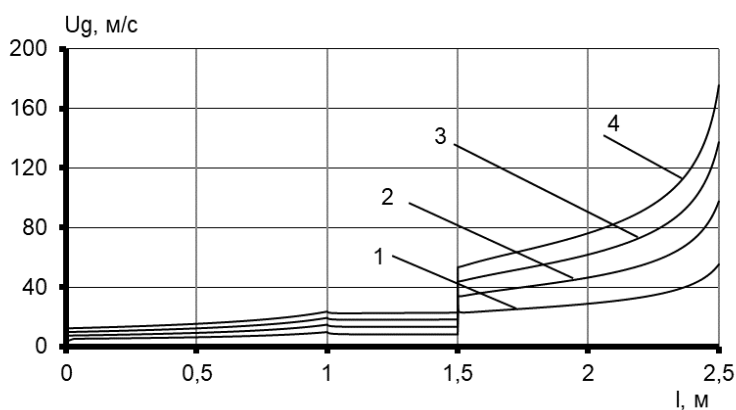


Рис. 1 - Зміна швидкості газу (U_g) вздовж каналу (l).

1 - $G_g = 2$ м³/год; 2 - $G_g = 4$ м³/год; 3 - $G_g = 6$ м³/год; 4 - $G_g = 8$ м³/год

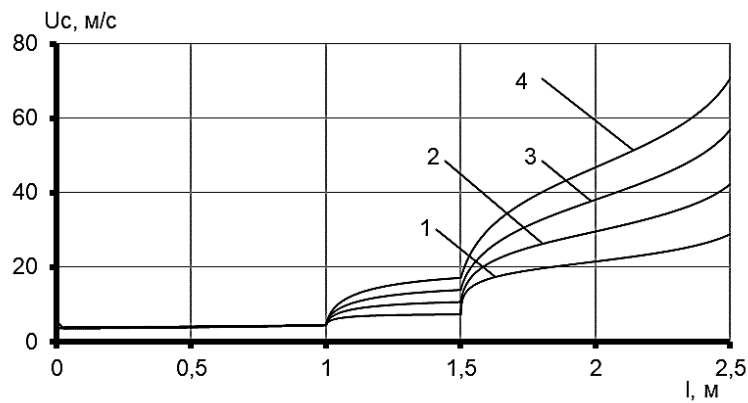


Рис. 2 - Зміна швидкості частинок (U_g) уздовж каналу (l).

1 - $G_g = 2 \text{ м}^3/\text{год}$; 2 - $G_g = 4 \text{ м}^3/\text{год}$; 3 - $G_g = 6 \text{ м}^3/\text{год}$; 4 - $G_g = 8 \text{ м}^3/\text{год}$

Висновок. На основі даних досліджень на лабораторній установці отримано дані, які допоможуть розвинути уявлення фізики процесу транспортування суміші реагенту для комплексного рафінування чавуну.

Список літератури

1. Soo S.L. Fluid dynamics of multi-phase systems. Toronto-London: Blaisdell. 1967.
2. Нигматулин Р.И. Динамика многофазных сред. Ч. I. – М.: Наука, 1987, 464с.

УДК 669.15

Ю. В. Костецький, М. О. Вдовін

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ

АЛЮМІНОТЕРМІЧНЕ ВІДНОВЛЕННЯ ВІДХОДІВ, ЩО МІСТЯТЬ ВАНАДІЙ, В УМОВАХ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЛАВЛЕННЯ

У зв'язку з зростаючим попитом на ферованадій, особливо в Україні, та збільшенням кількості техногенних відходів, що містять ванадій, доцільно дослідити потенціал використання цих матеріалів як сировини для видобутку ванадію [1]. Зазвичай сировиною для плавлення ферованадію є його оксиди [2-3]. Ванадій утворює кілька оксидів. Це VO , V_2O_3 , VO_2 , V_2O_5 та деякі проміжні форми. Найбільш цікавими для відновлення є V_2O_3 та V_2O_5 [4]. У техногенних відходах оксиди ванадію присутні у проду-

ктах згоряння мазуту, виробництва глинозему, титану та магнію, а також у відпрацьованих ванадієвих каталізаторах та батареях. Цей вид відходів відносно легко хімічно збагачується з 3-5% оксиду ванадію до 80-85% [5]. Прикладом є отриманий концентрат з наступним фазовим складом оксиду ванадію: V_2O_5 55-65%, V_2O_3 15-20%, VO_2 3-7%, VO 0.5-4%.

Для відновлення ванадію з оксидів можна використовувати кремній, водень, вуглець та алюміній [4,6]. В промислових процесах, з очевидних причин, зазвичай використовується алюміній [3,7]. При цьому певний вміст алюмінію у кінцевому продукті не заважає легуванню сталей. Завдяки можливості додавання додаткового тепла, електроалюмінотермічний процес дозволяє використовувати нижчі оксиди ванадію у шихті, реакції відновлення яких з алюмінієм менш екзотермічні, ніж для V_2O_5 [4]. Більше того, електрошлаковий процес дозволяє краще розділяти продукти плавлення та контролювати інтенсивність процесу. Всі інші варіанти відновлення є ендотермічними процесами, і деякі з відновлювачів є небажаними домішками [6].

Електрошлаковий процес має значний потенціал для використання різних техногенних відходів у шихті для зниження витрат. Наприклад, алюмінієві відходи легко доступні за відносно низькою вартістю, а збагачений глиноземний шлак, побічний продукт реакції, переробляється. Для регулювання вмісту ванадію у сплаві можна використовувати дрібні сталеві відходи після металообробки (стружка, дроб). За бажанням сталевий порошок можна замінити окалиною, відходів якої також багато утворюється у прокатних або волочильних виробництвах. У цьому випадку, звичайно, буде необхідно збільшити витрати відновлювача.

У цій роботі досліджено промисловий процес електроалюмінотермічного відновлення ванадію з технічного концентрату ванадію пентоксиду в умовах електрошлакового плавлення для отримання ферованадію з заданим вмістом ванадію.

Експериментальне плавлення проводилося на модифікованій установці електрошлакового плавлення типу ОВ-1901. Джерелом живлення плавильної установки є зварювальний трансформатор постійного струму на 1 кА та напругу 50 В. Установка має автоматичне регулювання напруги та чітке регулювання струму та напруги на самому джерелі живлення. Плавлення шихти відбувається у тиглі, футерованому вогнетривким матеріалом. Під час експериментів шихта для процесу електрошлакового відновлення складалася з концентрату ванадію пентоксиду, вторинного алюмінію, відходів сталевих порошків та флюсів для зниження вогнетривкості шлаку. До шихти додається оксид кальцію для зв'язування глинозему у менш вогнетривкий кальцій алюмінат [9]. Всі матеріали шихти з фракцією 0.3-1.0 мм змішувалися у змішувальному барабані

та відправлялися до плавильної установки. Суміш шихти завантажувалася у зазор між графітовим електродом та стінкою тигля. Термореакція ініціювалася дугою, а потім, у міру плавлення шихти, до тигля додавалася нова порція шихти. Після повного плавлення шихти шлакова ванна утримувалася під струмом близько 10 хвилин. Відновлення ванадію з алюмінієм відбувається у шлаковому шарі. Під час процесу плавлення краплі металу осідають на дно тигля під захисним шаром шлаку. Електрошлаковий процес забезпечує плавне відновлення та рідкий стан зростаючого шлакового шару як за рахунок енергії термореакції, так і за рахунок електричної енергії. Виходячи з досвіду попередніх досліджень [8] для забезпечення прийняттого рівня вилучення ванадію відновлювач додавався до шихти у кількості 101% до 103% від стехіометрично розрахованої кількості.

Перша серія експериментальних плавов (№ 1-4, Таблиця 1) проводилася з підключенням джерела живлення за схемою - "мінус" на основному електроді та "плюс" на нижньому електроді. Тигель був футерований Al_2O_3 , а нижній електрод був виготовлений з графіту. Склад шихти експериментального плавлення наведено у таблиці 1. Хімічний склад отриманого металу першої серії плавов показано у таблиці 2.

Як видно, сплав має підвищений вміст вуглецю через його взаємодію з матеріалом нижнього електрода. Крім того, експериментальна футерівка на основі глинозему показала низьку стабільність в умовах процесу. Тому було вирішено перепроєктувати нижній електрод та замінити футерівку.

Таблиця 1. Склад шихти (%)

Плавка	V_2O_5	Al	Fe	CaO	CaF_2
1, 2	46.3	22.5	7.6	19.3	4.2
3, 4, 5, 6	46.27	19.2	7.4	24.4	2.5
7, 8, 9	48.65	20.3	7.8	20.3	2.9
10, 11, 12	46.75	22.1	7.5	20.7	2.85

—

Таблиця 2. Хімічний склад металу першої серії плавов (%)

Melt	V	Al	Si	Ti	Mn	Fe	C
1, 2	55	7.1	2.2	0.3	0.68	32.5	1.15
3, 4	65	1.4	1.0	0.2	0.50	29.3	1.40

Наступна серія плавов (№ 5-12, Таблиця 1) проводилася у модернізованому тиглі з футеровкою з вогнетривкої магнезитової цегли та сталевим нижнім електродом. Полярність джерела живлення також була змінена.

Хімічний склад металу, отриманого під час плавлення у модернізованому тиглі, наведено у таблиці 3. Зміна конструкції нижнього електрода забезпечила отримання сплаву з належним вмістом вуглецю. Результати останніх трьох плавов (№ 10-12, Таблиця 1) показали, що визначені параметри технології забезпечують стабільне виробництво сплаву з цільовим хімічним складом. Кожна з цих плавов дала в середньому 7.15 кг ферованадію, що становить 50.35% від загальної кількості оксиду ванадію та заліза у шихті, та 15.9 кг шлаку. Втрати з випаровуванням склали близько 0.55 кг. Вилучення ванадію у метал складало 85-90%. За результатами експериментального плавлення були визначені електричний режим та інші параметри технології, які забезпечили стабільне виробництво феросплавів марок FeV50 та FeV60 (№ 10-12, Таблиця 3).

Таблиця 3. Хімічний склад металу другої серії плавов (%)

Melt	V	Al	Si	Cr	Mn	Fe	C
5	59.99	2.98	0.75	0.68	1.11	33.24	0.59
6	63.09	2.16	0.78	0.55	2.54	29.71	0.42
7, 8, 9	56.60	2.30	1.5	3.40	2.90	32.10	0.30
10, 11, 12	68.70	1.80	1.0	0.20	0.09	27.80	0.30

Пілотні дослідження з виробництва ферованадію електроалюмінотермічним методом з хімічно збагачених відходів, що містять ванадій, з використанням електрошлакового процесу показали, що відновлення оксидів ванадію у шлаковому шарі з можливістю подачі додаткової енергії дозволяє ефективно контролювати інтенсивність процесу відновлення.

Електрошлаковий процес забезпечує ефективне розділення продуктів плавлення та має значний потенціал для використання різних промислових відходів у шихті для зниження витрат. Експерименти показали, що шляхом коригування складу шихти можна отримати феросплав з вмістом ванадію від 40 до 80%.

Під час тестових плавов була адаптована технологія для виробництва феросплаву з вмістом ванадію 50-60% на основі використання техногенних відходів для виробництва електродів. У пілотних плавках вихід ванадію у метал склав 85-90%. Цей показник можна покращити шляхом подальшого вдосконалення технології.

Процес електрошлакового відновлення забезпечує високу якість продукції та можливість безвідходного виробництва. Інвестиції в обладнання для цього процесу відносно низькі.

Список літератури

1. Simandl G. J. (2022) Vanadium as a critical material: economic geology with emphasis on market and the main deposit types. *Applied Earth Science*. 131 (4). 218–236. DOI: 10.1080/25726838.2022.2102883
2. Vanadium: Extraction, Manufacturing and Application. (2021) Elsevier. DOI: 10.1016/C2018-0-03399-X
3. Gasik M. (2013) Technology of vanadium ferroalloys. *Handbook of Ferroalloys*. Elsevier.
4. Swinbourne D. R., Richardson T. Cabalteja F. (2016) Understanding ferrovanadium smelting through computational thermodynamics modelling. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy*. 125 (1). pp. 45-55. DOI: 10.1179/1743285515Y.0000000019.
5. Wenfang G., Zhi S., Hongbin C., He D., Yujiao Z., Pengge N., Gaojie X., Yi Z. (2020) Economic evaluation of typical metal production process: A case study of vanadium oxide production in China. *Journal of Cleaner Production*. 256. 120217. DOI: 10.1016/j.jclepro.2020.120217
6. Gasik M., Dashevskii V., Bizhanov A. (2021) *Ferroalloys: Theory and Practice*. Springer.
7. Lyakishev N.P., Pliner Yu.L. (1978) *Aluminothermia*. Moscow: Metallurgy.
8. Kostetskyi Yu. et al. (2023) Features of the Process of Obtaining Ferrovanadium under Conditions of Electroslag Melting.
9. Hallstedl B. (1990) Assessment of the CaO-Al₂O₃ System. *Journal of the American Ceramic Society*. 73(1). pp. 15-23. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1990.tb05083.x

УДК 669.162.013

Г. Ю. Крячко, Є. М. Сігарьов, М. Р. Руденко, В. В. Філіп'єв

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ВЗАЄМОЗАЛЕЖНІСТЬ ДУТТЬОВИХ І ГАЗОВИХ ПАРАМЕТРІВ

ДОМЕННОГО ПРОЦЕСУ

Протягом тривалого періоду розвитку конструкцій доменного комплексу і технології плавки за виключенням постійного зростання корисного об'єму доменних печей принаймні тричі виникали ситуації, коли зростання тиску газів в печі пов'язувалось з можливостями повітродувних засобів. Виникнення першої ситуації пов'язане з винайденням колошникового затвору для уловлювання колошникових газів і утилізації їх хімічної енергії (середина XIX ст.), виникнення другої - з впровадженням технології роботи печей з підвищеним тиском газу на колошнику, а третьої ситуації - з винайденням газових утилізаційних безкомпресорних турбін (ГУБТ) для використання фізичної енергії колошникових газів (середина XX ст.).

Для оцінки взаємозалежності дуттьових і газових параметрів доменного процесу доменний комплекс, що крім печі містить засоби компримування і нагріву повітря, запропоновано [1] розглядати як аналог теплової газової машини, в котрій робоче тіло спочатку стискається, а затим підігрівається і розширюється, виконуючи корисну роботу.

Дуття для доменної печі компримується, нагрівається у повітронагрівниках, окислює паливо на фурмах, відбувається розширення - утворення фурменного газу, котрий виконує технічну роботу: нагріває, відновлює, плавить шихту, приводить в рух газову утилізаційну безкомпресорну турбину.

У відповідності з підходом до доменної печі як до теплової газової машини технічна робота пічного газу може бути визначена за зміною повних абсолютних тисків до і після печі. Іншими словами, чим більше ступінь зниження тиску газу в доменній печі, тим ефективніше організовано протипотік шихти і газів при інших рівних умовах. Такий підхід свідчить на користь обґрунтованості напряму у форсуванні ходу доменної печі з підвищенням загального перепаду тисків.

Однак, на нашу думку, і ступінь зниження тиску слід відносити до об'ємної витрати пічного газу, наприклад фурменного. Внаслідок дотримання принципу відносності такий критерій буде більш представницьким, ніж використовуваний в якості показника степені зниження тиску загальний перепад тисків між кільцевою трубою гарячого дуття і колошником.

Для оцінки ефективності використання енергії стисненого дуття запропоновані також показники, що являють собою відношення ступенів зниження тиску газу в печі і в газовій утилізаційній безкомпресорній турбіні (якщо остання працює на печі) до ступенів стискання дуття.

Розрахунок характеристик дуття і пічного газу за даними робіт Н. Тимофєєва (публікація 1952 р.) та З. І. Некрасова (публікація 1957 р.) показав, що в початковій період освоєння технології плавки з підвищеним тиском газів на колошнику питомий ступінь стиснення дуття збільшувався при підвищенні тиску газів в робочому просторі. Таке явище пояснюється наявністю невеликого резерву потужності повітродувок, розрахованих на роботу доменних печей з нормальним тиском газу на колошнику.

Практикою підтверджено, що недооцінка ролі повітродувних засобів і якості виробленого дуття призводить до суттєвих втрат у виробництві чавуну і неефективному використанні основних фондів. Згідно з результатами порівняння роботи потужних печей колишнього СРСР з використанням компресорів різної потужності (використали дані про роботу у 1990 р. печей 5000 та 5500 м³ відповідно з публікацій В. А. Шеремета (1999 р.) та А. К. Ікконена зі співавторами (1995 р.)) обидві печі в аналізованих періодах працювали у відносно стабільних енергосировинних умовах із застосуванням безконусних завантажувальних пристроїв фірми «PAUL WURTH».

Незважаючи на більш ефективне використання стисненого дуття в ДП №9 «Криворіжсталі» недостатня потужність компресорів, перш за все, за тиском дуття примушувала працювати з меншим тиском газу на колошнику з меншою інтенсивністю плавки за дуттям (1,873 м³/м²-год) проти 2,058 м³/м²-год на більш потужній череповецькій печі (рф). Намагання підвищити продуктивність ДП №9 «Криворіжсталі» за рахунок збільшення концентрації кисню в дутті до 30 % супроводжувалося подорожчанням чавуну в результаті зростання витрат на додатковий технічний кисень.

Наслідки необґрунтованого вибору повітродувних засобів недостатньої потужності із-за проєктної помилки у встановленні низького робочого перепаду тисків в ланці «пристрій для введення дуття в піч - колошник» до 180 кПа відчувалися не тільки на зменшенні інтенсивності дуття і його подорожчанні, але й обумовили незадовільну роботу горна і прискорене горіння фурм.

Прикладом ігнорування необхідності дотримання відповідності між параметрами дуття і тиском газу на колошнику можна вважати і невдалу спробу форсування плавки підвищенням тиску дуття на ДП №2 об'ємом 5245 м³ (Оіта, Японія) за даними Такао М. зі співавторами [2]. Так, при підвищенні надмірного тиску дуття вище 440 кПа з'являлась сильна пульсація тиску, передчасний продув газів крізь льотку заважав повному випуску продуктів плавки. Пульсацію дуття автори пояснювали проривом газу крізь купол зони когезії в момент розплавлення чергового шару залізрудних матеріалів. Більш вірогідною, на наш погляд, є інша причина: поршневий режим псевдозрі-

дження, що виникає при критичних швидкостях горнового газу в зоні розрихленого коксу, яка розміщується над куполом осьової зони малорухомих матеріалів в заплечиках доменної печі.

Пульсації, як і більш розповсюджене порушення ходу печі - підвисання шихти, мають загальну природу - неприпустиме збільшення швидкості газу в стовпі шихти. Тому єдиним способом форсування плавки в таких умовах є підвищення тиску газів в робочому просторі печі. Судячи за низькою якістю стисненого дуття перепорою для підвищення тиску на колошнику ДП №2 в Оіта була недостатня для форсованого режиму потужність повітрорудної машини.

На прикладах експлуатації великих доменних печей колишнього СРСР і Японії доведено, що недооцінка значення повітрорудних засобів і якості холодного дуття обмежує можливості застосування підвищеного тиску і форсування процесу. Удосконалення конструкцій і режимів роботи повітрорудних машин є одним із вирішальних умов подальшого розвитку технології плавки на підвищеному тиску.

Список літератури

1. Крячко Г. Ю. Оценка качества дутья и технической работы газа в доменном процессе. Черные металлы. 2002. №10. С. 11-16.
2. Такао М., Тоигути М., Хага Т. Работа доменной печи №2 в Оита с суточной производительностью 12550 т // Новости черной металлургии за рубежом. 1995. №1. С. 35-37.

УДК 669.546.1

І. Ю. Навольнєв, В. В. Кухар, Є. В. Чупринов

ТОВ «Технічний Університет «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА», м. Запоріжжя

ВИКОРИСТАННЯ ПОВЕРХНЕВО-АКТИВНИХ РЕЧОВИН ПРИ ВИРОБНИЦТВІ DRI-ПРОДУКТУ

Боротьба з вуглецевим слідом стає головною вимогою сучасного розвитку промисловості. Не обійшла ця тенденція й металургійний комплекс. На заміну існуючому, розповсюдженому доменному виробництву, одним з варіантів пропонується більш

екологічно-нейтральний спосіб виготовлення сталі на основі технологій DRI (Direct Reduced Iron). При цьому одними з недоліків цього напрямку є:

- схильність продукту DRI до окислення та самозаймання: продукт містить металеве залізо у високодисперсному стані, що робить його хімічно активним і таким, що легко окислюється при контакті з вологою чи повітрям. Це може знизити металізацію (з 90–95% до 80–85%) і підвищує ризик самозаймання під час транспортування чи зберігання [1];

- обмеження якості сировини: потрібні високоякісні окатиші з вмістом Fe 65–70% і низьким рівнем домішок (SiO_2 , Al_2O_3) [2];

- складність транспортування та зберігання: через пористість DRI потребує спеціальних умов для транспортування (герметичні контейнери, захисні покриття) або брикетування в HBI (Hot Briquetted Iron). Хоча, HBI менш проблемний - це потребує додаткового етапу брикетування, що збільшує собівартість на 10–15% [3].

Для подолання зазначених проблем стали застосовувати досягнення хімічної промисловості – поверхнево-активні речовини (ПАР). Такі хімічні сполуки знижують поверхневий натяг рідин, сприяють їх змішуванню, піноутворенню або диспергуванню. Вони мають амфіфільну будову – гідрофільну та гідрофобну частини [4] .

Поділимо та розглянемо, як ПАР впливають на покращення якості вихідної сировини та вже готового продукту DRI.

1. ПАР для вихідної сировини. Вихідна сировина для DRI — залізорудний концентрат або окатиші. Вимоги: високий вміст заліза (60–70%), низький рівень домішок (SiO_2 , Al_2O_3) та відповідні фізичні властивості (міцність, пористість). Відповідно, технологічні процеси, які необхідно застосувати для досягнення необхідних показників, – це флотація та окатування:

1.1. ПАР для флотації та збагачення руди. ПАР у флотації відокремлюють залізовмісні мінерали, підвищуючи якість концентрату.

1.1.1. Аніонні ПАР:

- жирні кислоти (олеїнова кислота / $\text{C}_{18}\text{H}_{34}\text{O}_2$, натрієві олеати / $\text{C}_{18}\text{H}_{33}\text{COONa}$): адсорбуються на гематиті/магнетиті, роблячи їх гідрофобними. Ефективні при pH 7–9, підвищують вміст Fe до 65–68% [5].

- алкілсульфонати (додецилсульфонат натрію / $\text{C}_{12}\text{H}_{25}\text{SO}_3\text{Na}$): застосовуються для зворотної флотації кремнезему, знижуючи SiO_2 до 0,2–0,5% [6].

1.1.2. Неіоногенні ПАР:

- етоксильовані спирти (ізотридеканол етоксильований/ $C_{13}H_{28}O(C_2H_4O)_nH$): піноутворювачі, що посилюють стабільність піни та селективність [7]. Наприклад, ізотридеканол етоксильований (100%) підвищує вихід концентрату на 2–3%.

- полігліколеві ефіри: покращують піноутворення та дисперсію частинок [8].

1.1.3. Катіонні ПАР:

- аміни (додециламін / $C_{12}H_{25}NH_2$): використовуються для зворотної флотації кварцу, ефективні для висококремнеземистих руд, але їхній недолік – висока ціна [6].

1.2. ПАР для окатування (гранулювання). ПАР додають до шихти для покращення міцності сирих та обпалених окатишів, а також їхньої пористості, що важливо для відновлення в шахтних печах (наприклад, Midrex).

1.2.1. Аніонні ПАР:

- лігносульфонати: підвищують міцність сирих окатишів, знижуючи пилення [9].

- карбоксиметилцелюлоза (КМЦ): посилює в'язкість шихти, запобігає розтріскуванню окатишів [10].

1.2.2. Неіоногенні ПАР:

- етоксильовані спирти: покращують змочуваність шихти, забезпечуючи рівномірний розподіл води та бентоніту. Міцність окатишів досягає 200–250 кг/см² [11];

- поліакриламідати: знижують поверхневий натяг води, зменшуючи витрати бентоніту на 20–30% [12].

2. ПАР для покращення якості готового DRI. Основним напрямом – є захист від окислення.

2.1. Неіоногенні ПАР:

- етоксильовані спирти (ізотридеканол етоксильований / $C_{13}H_{28}O(C_2H_4O)_nH$): використовуються у захисних покриттях, створюючи гідрофобну плівку, стійку до води, особливо при морському транспортуванні [1].

- силіконові ПАР (полідиметилсилоксани / $CH_3[Si(CH_3)_2O]_nSi(CH_3)_3$): формують термостійку гідрофобну плівку, захищаючи від корозії [13];

2.2. Амфотерні ПАР:

- бетаїни (кокамідопропілбетаїн / $C_{19}H_{38}N_2O_3$): пасивують поверхню, знижуючи реакцію з киснем та водою [14].

2.3. Полімерні ПАР:

- полівінілові спирти (ПВС / $(C_2H_4O)_n$): створюють міцну захисну оболонку, запобігаючи окисленню та руйнуванню при перевалці [15].

3. ПАР для гарячебрикетованого заліза (HBI). HBI знижує пористість та окислюваність DRI, роблячи його ідеальним для експорт. При цьому ПАР покращують зазначене брикетування за рахунок:

3.1. Аніонні ПАР:

- лігносульфонати: покращують зв'язування частинок, підвищуючи щільність брикетів до 5–5,5 г/см³ [16].

3.2. Неіоногенні ПАР:

- етоксильовані жирні кислоти: полегшують пресування, підвищуючи міцність брикетів до 100–150 кг/см² [17].

Таким чином, підсумовуючи все вищенаведене, можна зробити наступні висновки:

- в цілому, ПАР спроможні підвищувати вміст Fe у концентраті до 65–70%, знижувати SiO₂ до 0,2–0,5%, покращувати міцність та пористість окатишів, знижуючи енергоємність відновлення;
- при флотації та окатуванні виникає необхідність в комбінуванні аніонних ПАР (олеати, лігносульфонати) та неіоногенних ПАР (ізотридеканол етоксильований), що забезпечить в продукті вміст Fe 65–70% та необхідну міцність окатишів;
- захисні покриття ПАР забезпечують підтримання рівню металізації DRI на рівні 90–95% й запобігають самозайманню;
- для мінімізування окислення та полегшення транспортування HBI необхідно використовувати лігносульфонати.

Список літератури

1. Zhang Y., Lu W. K. Protection of DRI from oxidation during storage and transportation. *Ironmaking & Steelmaking*. 2010. Vol. 37, No. 6. P. 427–432.
2. Anameric B., Kawatra S. K. Properties and features of direct reduced iron. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*. 2008. Vol. 29, No. 1. P. 59–77.
3. Pal J., Ghorai S. Development of coating for DRI to prevent re-oxidation. *ISIJ International*. 2015. Vol. 55, No. 12. P. 2656–2663.
4. Поверхнево-активні речовини. *Фармацевтична енциклопедія*. 2025. URL: <https://www.pharmencyclopedia.com.ua/article/859/poverxnevo-aktivni-rechovini> (дата звернення: 17.04.2025).
5. Araujo A. C., Viana P. R., Peres A. E. Reagents in iron ores flotation. *Minerals Engineering*. 2005. Vol. 18, No. 2. P. 219–224.

6. Quast K. Flotation of hematite using C6–C18 saturated fatty acids. *Minerals Engineering*. 2012. Vol. 29. P. 47–53.
7. Wang D., Liu Q. Non-ionic surfactants in froth flotation of iron ores. *International Journal of Mineral Processing*. 2013. Vol. 123. P. 1–8.
8. Fuerstenau M. C., Han K. N. Principles of mineral processing. *SME*, 2002.
9. Eisele T. C., Kawatra S. K. Use of organic binders in iron ore pelletization. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*. 2003. Vol. 24, No. 1. P. 1–27.
10. Sivrikaya O., Arol A. I. Alternative binders to bentonite for iron ore pelletizing. *Particulate Science and Technology*. 2012. Vol. 30, No. 5. P. 445–456.
11. Halt J. A., Kawatra S. K. Review of organic binders for iron ore agglomeration. *Minerals & Metallurgical Processing*. 2014. Vol. 31, No. 2. P. 73–94.
12. Ripke S. J., Kawatra S. K. Can fly-ash extend bentonite binder for iron ore agglomeration? *International Journal of Mineral Processing*. 2000. Vol. 60, No. 3–4. P. 181–190.
13. De Bruyn H., Du Preez H. Surface treatments for direct reduced iron. *Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy*. 2005. Vol. 105, No. 7. P. 455–460.
14. Fuerstenau D. W. Surfactants in mineral processing. *Advances in Colloid and Interface Science*. 2007. Vol. 137, No. 2. P. 57–68.
15. Pal J., Ghorai S. Development of coating for DRI to prevent re-oxidation. *SIJ International*. 2015. Vol. 55, No. 12. P. 2656–2663.
16. Born S., Schutze J. Hot briquetted iron (HBI): Production and properties. *Metallurgical Research & Technology*. 2017. Vol. 114, No. 5. P. 506.
17. Anameric B., Kawatra S. K. Properties and features of direct reduced iron. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*. 2008. Vol. 29, No. 1. P. 59–77.

УДК 621.74

Ю. В. Ниткін, О.Й. Огінський, О.С. Бобух, О.М. Кузьміна

Український державний університет науки та технологій, м. Дніпро

ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ НЕРІВНОКАНАЛЬНОГО КУТОВОГО ПРЕСУ- ВАННЯ НА ЕНЕРГОСИЛОВІ ХАРАКТЕРИСТИКИ

У сучасній металургії пошук нових методів обробки металів, що можуть покращити їх властивості та експлуатаційні характеристики, є одним з ключових напрямків розвитку різних процесів. Це стосується, зокрема, і металургійної галузі. Споживачі висувають все більш жорсткі вимоги до якості та властивостей продукції. На певному етапі задовольнити ці вимоги стає можливим тільки при застосуванні методів виробництва, що забезпечують кардинально нові властивості матеріалу, наприклад за рахунок доведення мікроструктури до субмікрокристалічного або нанокристалічного стану. Для цього і застосовуються методи інтенсивної пластичної деформації (ІПД), які забезпечують отримання вище зазначених структур у заготовках великих розмірів [1]. До методів ІПД відносяться, зокрема, рівноканальне кутове пресування (РККП) та кручення під тиском у ковадлах Бріджмена.

Одним з найсприятливіших за схемою деформації процесів ОМТ, який дозволяє обробляти навіть важкодеформівні матеріали, є процес пресування (екструзії). Сутність цього процесу полягає в стисненні заготовки за допомогою рухливого інструменту (пресштемплеля) в замкнутій порожнині спеціального інструменту (циліндру) з подальшим витіканням матеріалу через отвори спеціальної форми в іншому інструменті – матриці. Існують різні види цього процесу – пряме, зворотнє пресування та пресування з бічним витіканням. Одним з інноваційних та ефективних методів є нерівноканальне кутове пресування (НККП). Цей метод відноситься до процесів інтенсивної пластичної деформації, які дозволяють отримувати високі рівні механічного зміцнення матеріалів. Центральна ідея НККП, як і загалом кутового пресування, полягає у примусовому проходженні матеріалу через спеціально сконструйований канал, який має один або кілька кутів або вигинів. Проходження матеріалу через такий канал викликає в ньому інтенсивну пластичну деформацію, що призводить до зміни його мікроструктури та властивостей.

Під час НККП матеріал піддається змінним напруженням та деформаціям, що спричиняє руйнування старих зерен матеріалу та утворення нових, дрібніших. Мікроструктурні зміни, які відбуваються під час НККП, значно підвищують механічні властивості матеріалу, такі як міцність, твердість та пластичність [2].

На технологію процесу впливають різні фактори – матеріал, температура, швидкість руху прес-штемплеля, співвідношення геометричних розмірів заготовки та готового профілю, кути переходу каналу інструменту тощо. Головною проблемою в такому виді пресування є високі енергосилові параметри. Тому важливо визначити, як різні параметри процесу НККП впливають на енергосилові характеристики обробки матеріалів. В даній роботі дослідження стосувалось вивчення впливу коефіцієнту витяжки та

ширини форкамери (вхідної частини матриці) на силу пресування та тиск при кутовій екструзії прямокутного. В роботі виконано теоретичні дослідження за методикою повного факторного експерименту 2².

Математичну модель процесу розроблено у програмному комплексі QForm UK компанії Micas Simulations Limited [3]. Застосування програмного продукту QForm UK забезпечене в рамках угоди – agreement № 1005/23-1 від 10.05.2023 р.

Вихідними даними для моделювання були: матеріал заготовки – алюмінієвий сплав АА 6060; початкові розміри заготовки ($h \times l \times b$) – 100×160×8 мм; розміри поперечного перерізу вихідного профілю ($b \times h$) 4×8 мм температура нагріву заготовки перед пресуванням – 450°C. Реологічні властивості матеріалу було задано рівнянням Хензеля – Шпіттеля.

В якості обладнання для деформації було обрано гідравлічний прес, з індивідуальним приводом, з максимальною силою пресування 1,6 МН та номінальною швидкістю руху прес-штемпеля 5 мм/с.

За результатами досліджень отримані регресійні залежності максимальної сили пресування та тиску від вищезазначених факторів. Максимальна сила пресування, під час перебігу процесу в основному залежить від коефіцієнту витяжки. Максимальний тиск на контакт заготовки та нижньої частини матриці суттєво залежить від ширини форкамери та від спільного впливу коефіцієнту витяжки та ширини форкамери.

Список літератури

1. Khomenko, A.V. Severe plastic deformation: Methods and mathematical models of nanomaterials formation. Journal of Physical Studies. 2020. Vol. 24. № 2. <https://essuir.sumdu.edu.ua/handle/123456789/82757>

2. Valiev R. Z. Superplasticity of nanostructured metallic materials obtained by methods of severe plastic deformation / R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, N. F. Yunusova // Metal Science and Heat Treatment. – 2006. – Vol. 48. – N 1-2. – pp. 47-53.

3 QForm UK. Version 10.3.3. Oxford, United Kingdom : Micas Simulations Limited. URL: <https://qform3d.com/>

УДК 669.181.28

К. Г. Нізяєв¹, О. М. Стоянов¹, В. О. Рубан¹, С. Б. Бойченко²

¹Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

²Jansen Steel Tubes, Швейцарія

АНАЛІЗ ПІДВИЩЕННЯ ІНТЕНСИВНОСТІ ПРОДУВАННЯ В ПОДОВИХ ПЕЧАХ

Використання технічно чистого кисню для інтенсифікації теплових і технологічних процесів, що протікають у сталеплавильних агрегатах, є ефективним засобом підвищення їх продуктивності.

Енергетичні умови при проведенні плавки, необхідні для роботи ванни для продувки без застосування додаткового палива, повинні відповідати нерівності:

$$Q_{\text{екз.}} > Q_{\text{від.п.г.}} + Q_{\text{вт.}} \cdot \tau_{\text{пр.}}, \quad (1)$$

де $Q_{\text{екз.}}$ – теплота екзотермічних реакцій;

$Q_{\text{від.п.г.}}$ – фізична та хімічна теплота продуктів згоряння;

$Q_{\text{вт.}}$ – теплові втрати в одиницю часу;

$\tau_{\text{пр.}}$ – тривалість продування.

Для виконання цієї нерівності період плавлення та доведення повинні бути по можливості коротшими, з метою скорочення втрат теплоти.

Скоротити тривалість продувних періодів можна рахунок збільшення інтенсивності кисневої продувки.

Проведені розрахунки вказують, що підвищення інтенсивності продування сталеплавильної ванни киснем на 3000 м³/год дозволить знизити теплові втрати подового агрегату в період плавлення і доведення на 17%.

Проведений аналіз роботи двованної сталеплавильної печі з підвищеними витратами кисню що подаються на сводові фурми.

За рахунок розроблених технологічних режимів продування середня тривалість рідких періодів скоротилася на 7-12 хвилин. Підвищення інтенсивності продування металеві ванни сприятливо позначилося теплової роботі ДСПА. Так, витрата чавуну знизилася на 1,08 т, при одночасному підвищенні витрати твердої металошихти на дослідних плавках в середньому на 1,61 т.

При інтенсивності продування менше 5 м³/(хв·т), із зануренням фурми у ванну, її збільшення супроводжується зниженням окисленості шлаку внаслідок зростання глибини реакційної зони h відповідно до виразу [1]:

$$h = 40 \cdot P^{0,5} \cdot \frac{d^{0,6}}{\rho_{\text{ж}}^{0,4}}, \quad (2)$$

де P – тиск дуття перед соплом, 10⁵ Па; d – діаметр сопла, м; $\rho_{\text{ж}}$ – густина рідини, кг/м³.

Глибина, з якої спливають оксиди заліза з первинної реакційної зони, зростає, пропорційно ($P^{0,5} d^{0,6}$), і це зумовлює витрату дуття на окислення домішок ванни більшою мірою, ніж окислення заліза і розчинення кисню в металі.

В роботі [2] підкреслено безпосередню залежність окислення шлаку $Fe_{\text{загальне}}$ від інтенсивності продування i_{O_2} :

$$(Fe_{\text{загальне}}) = \frac{K}{i_{O_2}^{(m+n-r)}}, \quad (3)$$

де величини m , n і r для зазначених меж зміни i_{O_2} (До $5 \text{ м}^3/(\text{хв} \cdot \text{т})$), рівні відповідно $0,7$; $\geq 0,4$ та ≤ 1 ; K – коефіцієнт пропорційності.

Зниження окисленості ванни підтверджено результатами дослідно-промислової кампанії, під час якої аналізували склади кінцевих шлаків (табл.1). Слід зазначити, що на дослідних плавках дещо підвищилася основність шлаку, що стало наслідком зниження його окиснення.

Інтенсифікація продування ванни ДСПА у зазначених межах, що супроводжується зниженням окисленості ванни, забезпечує збільшення концентрації марганцю в сталі перед випуском відповідно до рівняння визначення $[Mn]_{\min}$ під окисним шлаком:

$$\lg[Mn]_{\min} = -\frac{8972}{T} + 3,936 - 0,075 \frac{1873}{T} a_{[O]} + \lg \frac{a_{(MnO)}}{a_{(FeO)}}, \quad (4)$$

Результати розрахунків за рівнянням (4) збігаються із фактичними даними.

Таблиця 1. Хімічний склад кінцевого шлаку ДСПА, %

Шлак	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	MnO	Fe _{заг}	Основність
Порівняльний	29-36	18-25	1,7-3,1	13-15	3,3-5,1	27,5	1,9
Дослідний	28-37	17-23	1,5-2,8	12-16	4,5-6,1	25,5	2,05

Основне завдання управління плавкою за допомогою дутьового режиму полягає в забезпеченні синхронізації швидкостей окислення вуглецю і нагріву металевого розплаву ванни.

Виконано аналіз швидкості окислення вуглецю та нагрівання металу при підвищеній інтенсивності продування сталі киснем (табл. 2). Нижчі значення вмісту вуглецю в металі з розплавлення, виявлені під час проведення дослідно-промислової кампанії, пов'язані з зменшеною витратою чавуну. Однак, надалі, вміст вуглецю на дослідних та порівняльних плавках вирівнюється.

Таблиця 2. Взаємозв'язок швидкості окислення вуглецю та температури металу

[C], %		0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8
T, °C	Дослід.	1611	1605	1597	1589	1581	1573	1566	1560
	Порівн.	1605	1595	1588	1579	1570	1561	1552	1543

Таким чином, підвищення інтенсивності продування сталеплавильної ванни ДСПА позитивно позначається на показниках її роботи - покращилася теплова сторона процесу за рахунок збільшення теплоти, що виділилася в одиницю часу і скорочення теплових втрат, при цьому вихід придатної сталі збільшився за рахунок меншої переокисленості металу при стабілізації впливу кисневої струменя.

Список літератури

1. Явойський В.І., Явойський А.В., Сізов А.М. // Застосування пульсуючого дуття під час виробництва сталі. – М.: Металургія, 1985. – 174с.
2. Сталеплавильне виробництво: навч. посібник для студ. металургійних спец. вузів / В. І. Баптизманський [та ін.] ; Державна металургійна академія України. - К. : [б.в.], 1996. - 400 с. - ISBN 5-7763-9428-7

УДК 669.18

К. Г. Нізяєв¹, О. М. Стоянов¹, Є. В. Синегін¹, В. О. Рубан¹, Я. А. Кириленко²

¹Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

²Saarstahl AG, Німеччина

ВИКОРИСТАННЯ У СКЛАДІ ШИХТИ КОНВЕРТЕРНОЇ ПЛАВКИ СКРАПУ ТА ТВЕРДОГО ЧАВУНУ

В даний час киснево-конвертовані цехи вітчизняних металургійних підприємств працюють в умовах вкрай низької стабільності складу та якості шихтових матеріалів, що змушує застосовувати у складі шихти твердий чавун. Застосування твердого чавуну може викликати як негативні, так і позитивні відхилення в технологічному режимі плавки конвертерної. Незважаючи на це, технологічний режим кисневої плавки на ряді підприємств вели за єдиною технологічною інструкцією, а зміни проводили шляхом дослідного підбору технологічних параметрів. Таке становище призвело, як правило,

до погіршення техніко-економічних показників виплавки сталі в конвертерах. Тому вирішення задачі дбайливого використання у складі шихти твердого чавуну потребує комплексного дослідницького підходу із застосуванням методів математичного моделювання конвертерної плавки, що в свою чергу дозволить за рахунок оптимізації шихтового, шлакового та температурного режимів вирішувати завдання зниження ресурсо- та енерговитрат.

За розробленою програмою виконано моделювання конвертерної плавки. Метою цього моделювання було визначення доцільного шихтового режиму плавки, що забезпечує мінімізацію витрати рідкого чавуну при дотриманні теплового балансу плави, та вивчення впливу використання у складі металошихти скрапу, чушкового чавуну та бою виливниць на показники конвертерної плавки.

При моделюванні змінювали шихтовку плавки у наступних діапазонах: витрата рідкого чавуну 910-935 кг/т; чушкового чавуну 15-45 кг/т; чавунний брухт 15 кг/т; брухт сталевий 95-160 кг/т; скрап із відвалів 25-45 кг/т (зашлакованість скрапу 30%). Моделювання виконано за п'ятьма варіантами при цьому в перших трьох варіантах шихтовки плавки прийняті такі витрати, кг/т: чавун чушковий 45; бій чавуну 15; скрап 25,35,45 відповідно. У четвертому варіанті моделювання витрата чушкового чавуну знизили до 30 кг/т, а витрата скрапу склала 45 кг/т. П'ятий варіант моделювання передбачав такі параметри шихтовки 15 кг/т чавуну чушкового, 15 кг/т бою чавуну і 25 кг/т скрапу. Для всіх варіантів шихтовок витрата металошихти знаходилася в межах від 1126 до 1134 кг/т.

На рис.1-4 наведено залежності зміни основних показників конвертерної плавки за зміни питомої витрати рідкого чавуну за результатами виконаного моделювання.

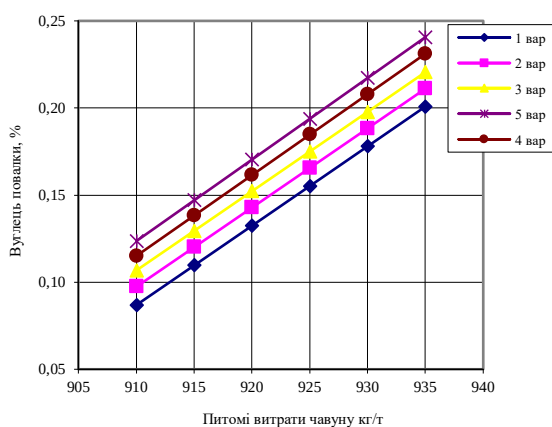


Рис.1 Вплив питомої витрати чавуну на вуглець повалки

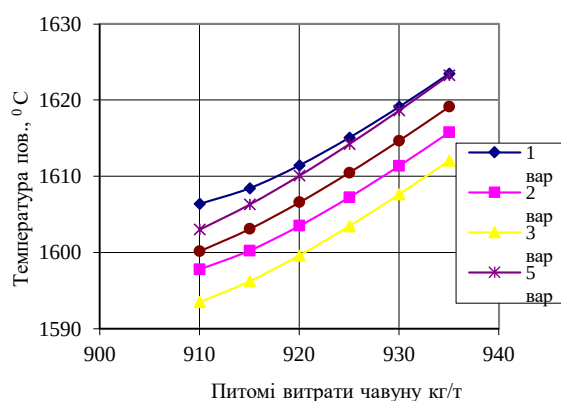


Рис.2 Вплив питомої витрати чавуну на температуру повалки

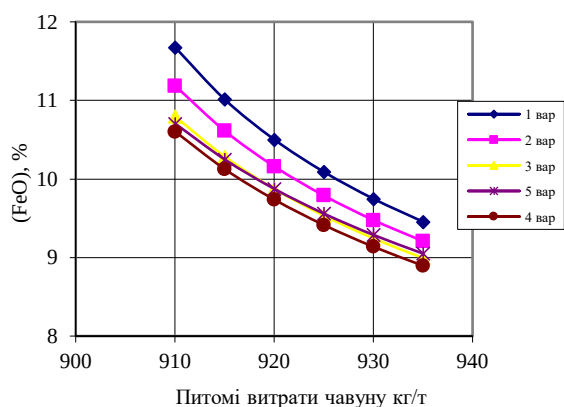


Рис.3 Вплив питомої витрати чавуну на вміст (FeO) у шлаку

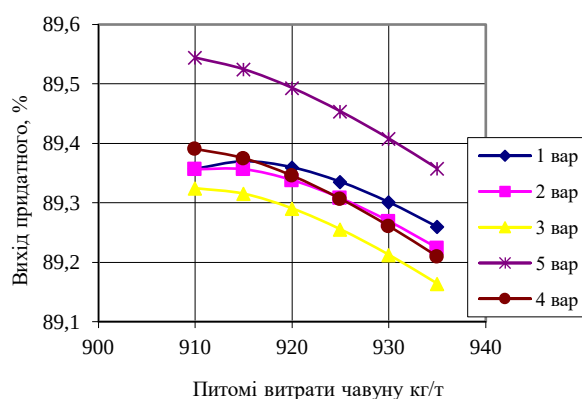


Рис.4 Вплив питомої витрати чавуну на вихід придатного

На підставі проведеного моделювання встановлено, що у першому, другому і третьому варіанті шихтовки плавки при збільшенні частки скрапу з 25 кг/т до 45 кг/т при зменшенні частки металобрухту відзначається поліпшення теплового балансу плавки за рахунок зменшення кількості тепла витраченого на нагрівання сталі, оскільки маса сталі зменшується, що в свою чергу пов'язано з зашлакованістю скрапу. П'ятий варіант шихтування забезпечує максимальний вихід придатного і досить повністю виконується при такій шихтовці тепловий баланс плавки. Мінімальна витрата рідкого чавуну при цьому варіанті становить 920 кг/т металобрухту.

УДК 669.18

К. Г. Нізяєв¹, Р. Ф. Федоров¹, Х. В. Малій¹, В. О. Рубан²

¹ТОВ "Технічний університет "Метінвест політехніка", м. Запоріжжя

²Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ОСОБЛИВОСТІ РОЗКИСЛЕННЯ СТАЛІ ПРИ ВИКОРИСТАННІ ФЕРОХРОМУ

Прагнення знизити вигар феросплавів до мінімуму призвело до практики «попереднього розкислення» ванни в подових агрегатах, яке сприяє зменшенню забрудненості готової сталі неметалевими включеннями і, отже, підвищенню її якості.

При введенні феросплавів з легуючими елементами, що володіють високою окисною здатністю, наприклад хромом, попередньому розкисленню надається особливе значення не тільки з міркувань економії у витрачання сплаву, але і з точки зору якості сталі.

Ферохром слід вводити у ванну після попереднього розкислення і притому в нагрітому стані. Для кращого розкладання карбідів хрому ванну з ферохромом витримують від 15 до 60 хв., що залежить від марки ферохрому та його кількості, і неодноразово перемішують.

Остання стадія розкислення спокійної сталі (при роботі з попереднім розкисленням) зводиться до додаткового введення розкислювачів з урахуванням легування сталі до заданих меж. За відсутності попереднього розкислення враховується більш високий вигар розкислюючого елемента, тобто нижчий ступінь засвоюваності його ванною, причому досить часто користуються суто практичними коефіцієнтами вигару залежно від конкретних умов виробництва.

Хром окислюється у сталеплавильній ванні дещо менше, ніж марганець, значно менше кремнію, а при підвищенні температури навіть відновлюється.

Оксиди хрому - CrO , Cr_2O_3 , як відомо, з FeO дають тугоплавкі сполуки — хромисте залізо FeCr_2O_4 з температурою плавлення понад 2000°C і досить стійкий оксид. Взагалі за наявності хрому в шихті та його окислення вже в період плавлення утворюються складні сполуки типу шпинелів $(\text{Fe}, \text{Mg}) \cdot (\text{Cr}, \text{Al}, \text{Fe})_2\text{O}_4$ або $(\text{Fe}, \text{Mg})\text{O} \cdot (\text{Cr}, \text{Al}, \text{Fe})_2\text{O}_3$ — загальної формули.

Тугоплавкі шпинелі у вигляді суспензії у рідкому шлаку різко збільшують в'язкість шлаку. Зазвичай при вмісті Cr_2O_3 більше 5-8% такі шлаки не течуть, їх майже неможливо спустити з печі. Для розрідження їх корисно застосовувати підвищену концентрацію Al_2O_3 в шлаку до 9-12%, вводячи боксит або бій шамота в шихту.

Боротьба з підвищеною в'язкістю значно полегшується раннім формуванням щодо гомогенного вапняно-глиноземистого шлаку до значного переходу в нього оксидів хрому (Cr_2O_3). Тому при переділі сталевого хромовміщуючого брухту легше отримати відносно не в'язкі шлаки, прийнятні для нормального ведення.

Вплив на коефіцієнт розподілу хрому між шлаком і металом $\eta_{\text{Cr}} = (\text{Cr})/[\text{Cr}]$ концентрації FeO , основності та температури - відомі з ряду робіт, зокрема В. І. Лапіцького та інших дослідників, η_{Cr} збільшується при збільшенні концентрації (FeO), збільшенні основності шлаку (наприкінці плавки), та відносно низьких температурах.

Хром у феросплавах і сталі при досить високій концентрації вуглецю в них, утворює стійкі складні залізо-хромисті карбіди типу $n \cdot \text{Cr}_x\text{C}_y \cdot m \cdot \text{Fe}_3\text{C}$ або взагалі тверді розчини карбідів $(\text{Fe}, \text{Cr})_4\text{C}$ $(\text{Cr}, \text{Fe})_3\text{C}$, наприклад, $3\text{Cr}_3\text{C}_2 \cdot \text{Fe}_3\text{C}$; $3\text{Cr}_4\text{C}$; $2\text{Fe}_3\text{C}$ [1].

Хром також сполучається з азотом, даючи міцні нітриди. Тому хром підвищує поглинання сталлю азоту, межа поглинання азоту в хромистих сплавах значно збільшується (до кількох десятків %) [2].

Вплив хрому на механічні властивості сталі характеризується збільшенням міцності та деяким зниженням пластичних властивостей. У вуглецевій сталі хром підвищує твердість та зносостійкість.

Технологію легування хромом без розкислення кремнієм у печі слід вважати прийнятною найбільше для марок сталі з вмістом вуглецю більше 0,30%. У цьому випадку зазвичай менше (FeO) в шлаку і [O] у металі, в іншому випадку великий вигар хрому і можливе підвищення неметалевих включень у сталі.

Список літератури

1. Сталеплавильне виробництво / В.І. Баптизманський, Б.М. Бойченко, О.Г. Величко і ін. -К.: ІЗМН, 1996.-400с.
2. Теоретичні основи сталеплавильних процесів: Навч. посібник / М.Я. Меджибожський, П.С. Харлашин. - К.: НМК ВО, 1993. - 276 с.

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЕЛЕКТРОПРОВІДНОСТІ ШЛАКО- ВИХ РОЗПЛАВІВ

Визначення електропровідності шлакового розплаву проводили з використанням методу Кольрауша та з урахуванням методики [1], який заснований на вимірюванні електроопору рідини між двома електродами за допомогою перемінного струму. Опір ланцюга вимірюється мостовою схемою.

Для розплавлення шлаку та в якості одного з електродів використовувався тигель з молібдену з внутрішнім діаметром 0,012 м та глибиною 0,035 м. В якості другого електроду - молібденовий стрижень діаметром 0,005 м.

Принципова схема установки для вимірювання електропровідності шлаку приведена на рис.1.

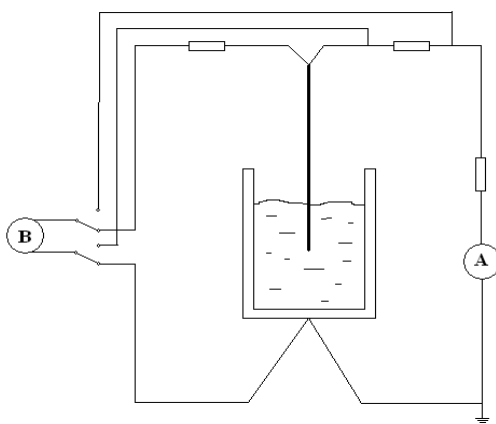


Рис.1 Схема підключення вимірювального елемента для вимірювання електропровідності

Питому електропровідність розраховували за співвідношенням:

$$(R - Z) \cdot \chi = K \quad (1)$$

де R – активний електроопір розплаву, Ом; Z – електроопір проводів, Ом; χ - питома електропровідність розплаву, Ом⁻¹см⁻¹; K – константа установки.

Константу установки визначили проведенням попереднього експерименту з використанням 0,1 - нормального розчину KCl при температурі 20°C. При цьому було

визначено, що при зануренні електрода на глибину більш 10 мм електроопір електроліту змінюється мало. Тому, при проведенні експериментів, глибина занурення молибденового стрижня складала 15 мм.

Вплив температури на константу установки враховували по формулі:

$$K_t = K_{t_1} \cdot [1 - \alpha \cdot (t_2 - t_1)] \quad (2)$$

де K_t – константа установки при температурі вимірювання, см^{-1} ; K_{t_1} – константа установки при температурі градуїровки, см^{-1} ; α – коефіцієнт лінійного розширювання електродів; t_1 – температура, при якій робили градуїровку, $^{\circ}\text{C}$; t_2 – температура при якій робили вимірювання, $^{\circ}\text{C}$.

Для переміщення робочих органів установки використовували мікрогвинтовий механізм з ціною риски 0,01 мм. Момент доторкання робочим органом установки шлакового розплаву фіксували за допомогою мілівольтметра. За допомогою гвинтового механізму виконували центрівку робочого органу відповідної установки відносно осі тигля та робили вимір зазначеного показника. Наступні вимірювання робили при охолодженні розплаву зі швидкістю не більш $5-10^{\circ}\text{C}$ за хвилину та витримці його при температурі вимірювання 120-180 с.

В ході досліджень використовували метод симплекс-решітчастого планування. решітчастого

Результати експериментів по визначенню електропровідності шлакових розплавів при температурі 1550°C та 1600°C наведені у таблиці 1.

Таблиця 1. Результати експериментів по визначенню електропровідності шлакових розплавів при температурі 1550°C та 1600°C

№ п/п	Склад шлаку								Індекс шлаку	χ ,1/(Ом·см) при тем- пературі, °С	
	Частки один.				Вар. %					1550	1600
	X1	X2	X3	X4	CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	MgO			
1	0	0	0	1	40.00	40.00	0.00	20.00	y ₄	0.111	0.188
2	0	0	1	0	40.00	40.00	20.00	0.00	y ₃	0.090	0.156
3	0	1	0	0	40.00	60.00	0.00	0.00	y ₂	0.087	0.219
4	1	0	0	0	60.00	40.00	0.00	0.00	y ₁	0.051	0.288
5	2/3	1/3	0	0	53.33	46.67	0.00	0.00	y ₁₁₂	0.135	0.234
6	2/3	0	1/3	0	53.33	40.00	6.67	0.00	y ₁₁₃	0.236	0.467
7	2/3	0	0	1/3	53.33	40.00	0.00	6.67	y ₁₁₄	0.102	0.316
8	1/3	2/3	0	0	46.67	53.33	0.00	0.00	y ₁₂₂	0.196	0.233

9	1/3	0	2/3	0	46.67	40.00	13.33	0.00	y ₁₃₃	0.121	0.212
10	1/3	0	0	2/3	46.67	40.00	0.00	13.33	y ₁₄₄	0.098	0.154
11	0	2/3	1/3	0	40.00	53.33	6.67	0.00	y ₂₂₃	0.205	0.222
12	0	2/3	0	1/3	40.00	53.33	0.00	6.67	y ₂₂₄	0.189	0.234
13	0	1/3	2/3	0	40.00	46.67	13.33	0.00	y ₂₃₃	0.066	0.158
14	0	1/3	0	2/3	40.00	46.67	0.00	13.33	y ₂₄₄	0.047	0.155
15	0	0	1/3	2/3	40.00	40.00	6.67	13.33	y ₃₄₄	0.177	0.265
16	0	0	2/3	1/3	40.00	40.00	13.33	6.67	y ₃₃₄	0.233	0.312
17	1/3	1/3	1/3	0	46.67	46.67	6.67	0.00	y ₁₂₃	0.333	0.451
18	1/3	1/3	0	1/3	46.67	46.67	0.00	6.67	y ₁₂₄	0.267	0.365
19	1/3	0	1/3	1/3	46.67	40.00	6.67	6.67	y ₁₃₄	0.312	0.487
20	0	1/3	1/3	1/3	40.00	46.67	6.67	6.67	y ₂₃₄	0.296	0.387

По експериментальним значенням χ розраховано коефіцієнти та одержані рівняння (1) та (2) для температури 1550°C і 1600°C, відповідно:

$$\begin{aligned} \chi = & 0,051 \cdot X_1 + 0,087 \cdot X_2 + 0,09 \cdot X_3 + 0,111 \cdot X_4 + 0,43425 \cdot X_1 \cdot X_2 + 0,486 \cdot X_1 \cdot X_3 + \\ & 0,0855 \cdot X_1 \cdot X_4 + 0,2115 \cdot X_2 \cdot X_3 + 0,47025 \cdot X_3 \cdot X_4 + 0,0855 \cdot X_2 \cdot X_4 + 3,54375 \cdot X_1 \cdot X_2 \cdot \\ & X_3 + 3,09825 \cdot X_2 \cdot X_3 \cdot X_4 + 3,03075 \cdot X_1 \cdot X_3 \cdot X_4 + 3,15225 \cdot X_1 \cdot X_2 \cdot X_4 + (-0,3308) \cdot X_1 \cdot \\ & X_2 \cdot (X_1 - X_2) + 0,864 \cdot X_1 \cdot X_3 \cdot (X_1 - X_3) + 0,162 \cdot X_1 \cdot X_4 \cdot (X_1 - X_4) + 0,945 \cdot X_2 \cdot X_3 \cdot (X_2 - \\ & X_3) + 0,42525 \cdot X_3 \cdot X_4 \cdot (X_3 - X_4) + 1,0125 \cdot X_2 \cdot X_4 \cdot (X_2 - X_4), \end{aligned} \quad (1)$$

$$\begin{aligned} \chi = & 0,288 \cdot X_1 + 0,219 \cdot X_2 + 0,156 \cdot X_3 + 0,188 \cdot X_4 - 0,09 \cdot X_1 \cdot X_2 + 0,52875 \cdot X_1 \cdot X_3 - \\ & 0,0135 \cdot X_1 \cdot X_4 + 0,01125 \cdot X_2 \cdot X_3 + 0,52425 \cdot X_3 \cdot X_4 - 0,0405 \cdot X_2 \cdot X_4 + 4,86 \cdot X_1 \cdot X_2 \cdot \\ & X_3 + 3,897 \cdot X_2 \cdot X_3 \cdot X_4 + 4,3425 \cdot X_1 \cdot X_3 \cdot X_4 + 4,032 \cdot X_1 \cdot X_2 \cdot X_4 - 0,1485 \cdot X_1 \cdot X_2 \cdot (X_1 - \\ & X_2) + 1,42425 \cdot X_1 \cdot X_3 \cdot (X_1 - X_3) + 0,8685 \cdot X_1 \cdot X_4 \cdot (X_1 - X_4) + 0,29025 \cdot X_2 \cdot X_3 \cdot (X_2 - \\ & X_3) + 0,38925 \cdot X_3 \cdot X_4 \cdot (X_3 - X_4) + 0,4635 \cdot X_2 \cdot X_4 \cdot (X_2 - X_4), \end{aligned} \quad (2)$$

де X_i – вміст i -того компонента у шлаковому розплаві (масові частки), $i=1, 2, 3, 4$.

З метою визначення впливу підвищення у шлаковому розплаві вмісту FeO на його електропровідність χ до шлаків, які не містили MgO, після проведення основного експерименту, послідовно двома порціями додавали навіску FeO масою 0,25 г.

Результати експериментів наведені у таблиці 2.

Таблиця 2. Результати досліджень впливу підвищення у шлаковому розплаві FeO на його електропровідність

№ шлаку	2		3		4		5		6	
Маса дода- тку FeO, г	0,25	0,5	0,25	0,5	0,25	0,5	0,25	0,5	0,25	0,5
$\chi, 1/(\text{Ом}\cdot\text{см})$	0,103	0,152	0,095	0,113	0,084	0,189	0,152	0,175	0,312	0,366

№ шлаку	8		9		11		13		17	
Маса дода- тку FeO, г	0,25	0,5	0,25	0,5	0,25	0,5	0,25	0,5	0,25	0,5
$\chi, 1/(\text{Ом}\cdot\text{см})$	0,203	0,215	0,136	0,142	0,221	0,225	0,088	0,112	0,421	0,422

Аналіз отриманих результатів показав, що залежність електропровідності шлакового розплаву від вмісту в ньому CaO носить екстремальний характер з максимумом при вмісті CaO=(45 – 52) %. Такий склад шлакового розплаву схильний до утворення крупних хімічних з'єднань $\text{Ca}_{12}\text{Al}_{14}\text{O}_{33}$ та $\text{Ca}_5\text{Al}_6\text{O}_{14}$, з великою часткою іонного зв'язку. Це встановлює можливість взаємного існування у шлаку іонів Ca^{2+} , O^{2-} , AlO_2^- або AlO_3^{3-} . Додавання до шлаку SiO_2 спочатку різко збільшує його електропровідність, а потім також різко знижує. Це свідчить про те, що незначне підвищення вмісту у шлаку кремнезему приводить до утворення у останньому досить рухливих іонів SiO_4^{4-} , подальше ж підвищення вмісту SiO_2 приводить до утворення більш полімеризованих комплексів, наприклад $\text{Si}_2\text{O}_7^{6-}$.

Також встановлено, що додаток до шлакової системи CaO-Al₂O₃-SiO₂ оксиду магнію знижує електропровідність шлакового розплаву, а додаток FeO декілька підвищує його електропровідність.

Список літератури

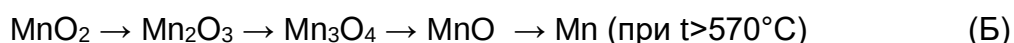
1. Побудова досліду для вимірювання в'язкості та електропровідності рідких шлаків четверної системи Fe₂O₃-FeO-SiO₂-CaO / Gudenau H., Petry J., // TIZ – Fachberichte Rohstoff-Engineering. – 1981. – №8. – С. 552–556.

С .П. Пантейков

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

АНАЛІЗ УМОВ ПЕРЕБІГУ ХІМІЧНИХ РЕАКЦІЙ ВІДНОВЛЕННЯ МАРГАНЦЮ З ЙОГО ДІОКСИДУ ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ

Процес відновлення марганцю з його оксидів перебігає, як відомо, ступінчасто:

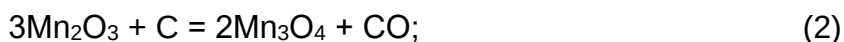


Вважається, що цей процес ступінчастого відновлення марганцю перебігає у відновних печах за схемою (Б) за рахунок взаємодії оксидів марганцю з твердим вуглецем С (пряме відновлення) вугілля або коксу, а також з відновлювальними газами (непряме відновлення) СО і Н₂ (якщо останній присутній в атмосфері печі).

Здатність різних речовин хімічно зв'язувати кисень можна оцінити за величиною ізобарно–ізотермічного потенціалу (вільної енергії Гіббса) ΔG_T^0 утворення оксидів (або за пружністю дисоціації оксидів) за різних температур.

На даний час, незважаючи на проведення багаточисленних досліджень з питань відновлення марганцю, єдиної думки щодо його механізму немає.

Сучасна точка зору передбачає, що перші три стадії відновлення марганцю перебігають за рахунок газу СО, тому реакції (1)–(3) прямого відновлення за рахунок твердого вуглецю:



у металургійній літературі відсутні.

Вважають, що заключна стадія відновлення марганцю з його оксидів – це ендотермічна реакція прямого відновлення Мп з МпО твердим вуглецем С коксу або деревного вугілля (Вегман Є. Ф.):

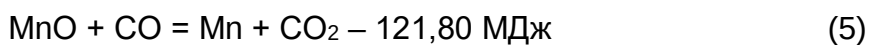


а кількість відновлюваного марганцю, відповідно до зазначеної реакції (4), істотно зростає з підвищенням температури.

При цьому вказується, що термодинамічно здійснення цього процесу в стандартних умовах стає можливим, починаючи з 1430°C, а в доменній печі Mn з MnO відновлюється при частковому зв'язуванні Mn з вуглецем у вигляді карбіду, і ця обставина забезпечує відновлення марганцю вуглецем за більш низьких температур, ніж 1430°C.

За іншою версією металевий Mn відновлюється твердим вуглецем з MnO, починаючи з 1100°C; у присутності Fe відновлення починається при 1030°C, а в помітних кількостях (від 15 до 73%) – при 1200–1400°C, при цьому не зрозуміла «прискорювальна» дія заліза. Також вважають, що при відновленні графітом у вакуумі процес відновлення починається при температурі 850–900°C і закінчується при 1050°C.

При цьому частина вчених–металургів все ж таки намагається пояснювати реакцію (4) прямого відновлення *«відновленням марганцю через газову фазу»* (теорія Г.І.Чуфарова) – за рахунок сумарного перебігу реакцій непрямого відновлення марганцю з MnO газом CO



і Белла–Будуара, з підсумку яких і виводять реакцію (4), говорячи про можливість відновлення Mn з MnO газом CO (4) *«в присутності твердого вуглецю»* (Готліб А. Д., Попель С. Й). Це положення і зараз можна зустріти у багатьох конспектах лекцій і навчальних посібниках, що створені для навчання здобувачів металургійного і хімічного напрямків у закладах вищої освіти. Дану точку зору можна зустріти і в сучасних наукових роботах [1, 2].

Метою даної роботи є знаходження значень граничних (рівноважних) температур перебігу хімічних реакцій ступінчастого відновлення марганцю з його діоксиду твердим вуглецем С шляхом розрахунку за формулами, взятими з літературних джерел та виведеними особисто автором, значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 для зазначених відновних хімічних реакцій (1)–(4) з використанням прямого методу, який передбачає знаходження значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 безпосередньо для відновних реакцій (1)–(4) в залежності від температури Т, при цьому граничною температурою кожної хімічної реакції (1)–(4) будуть температури у точках перетину розрахункової лінії вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 з віссю абсцис.

У літературі відомі формули для визначення чисельного значення вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 хімічної реакції (4) та її константи рівноваги (Шаповалов А. Н., Вегман Е. Ф.), з останньої з яких можна, використовуючи рівняння ізотерми Вант–Гоффа (Стромберг А. Г.)

$$\Delta G_T^0 = -2,3RT \cdot \lg K_p = -RT \cdot \ln K_p,$$

отримати вирази для знаходження значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 хімічної реакції (4) залежно від температури T (у К):

$$\Delta G_T^0(4) = 274621 - 163,6 \cdot T, \text{ Дж/моль СО}; \quad (4.1)$$

$$\begin{aligned} \Delta G_T^0(4) &= 272697,745 - 159,871 \cdot T \text{ до } 1226^\circ\text{С, Дж/моль СО,} \\ \Delta G_T^0(4) &= 227375,609 - 140,174 \cdot T \text{ після } 1226^\circ\text{С, Дж/моль СО} \end{aligned} \quad (4.2)$$

Виведені формули для розрахунку значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 реакцій (1)–(4) залежно від температури T (у градусах К) відповідно мають такий вигляд:

$$\Delta G_T^0(\text{I}) = -25240 - 196,06 \cdot T, \text{ Дж/моль СО}; \quad (\text{I})$$

$$\Delta G_T^0(\text{II}) = -12560 - 170,04 \cdot T, \text{ Дж/моль СО}; \quad (\text{II})$$

$$\Delta G_T^0(\text{III}) = 121780 - 221,49 \cdot T, \text{ Дж/моль СО}; \quad (\text{III})$$

$$\Delta G_T^0(\text{IV}) = 274580 - 162,30 \cdot T, \text{ Дж/моль СО} \quad (\text{IV})$$

Залежність чисельних значень енергії Гіббса ΔG_T^0 від температури T (в $^\circ\text{С}$) ілюструє рис. 1, що побудований згідно з проведеними розрахунками за виведеними автором і наведеними вище виразами (I)–(IV) та формулами з літературних джерел (4.1) і (4.2) для хімічних реакцій (1)–(4).

Проаналізуємо дані, що отримані за виведеними автором виразами і за наявними виразами у літературі.

Для реакцій (1)–(3) на жаль не було знайдено виразів у літературі для розрахунку вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 .

Відповідно до формул автора (I)–(IV): реакція (1) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{\text{гр}}$, значення якої становить $-401,736^\circ\text{С}$; реакція (2) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{\text{гр}}$, значення якої становить $-346,865^\circ\text{С}$; реакція (3) може перебігати у

діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{гр}$, значення якої становить $276,822^{\circ}\text{C}$; реакція (4) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{гр}$, значення якої становить $1418,805^{\circ}\text{C}$. Згідно з літературними джерелами реакція (4) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{гр}$, значення якої становить: $1405,612^{\circ}\text{C}$ за формулою (4.1); $1349,095^{\circ}\text{C}$ за формулою (4.2). Все це свідчить, не зважаючи на відсутність збігу отриманих даних для реакції (4), про можливість перебігу реакцій (1)–(4) при температурах реального процесу у відновних печах. Це також свідчить, що твердий вуглець C є відновником марганцю на останній стадії ступінчастого відновлення, адже газ CO не може відновити марганець з оксиду MnO .

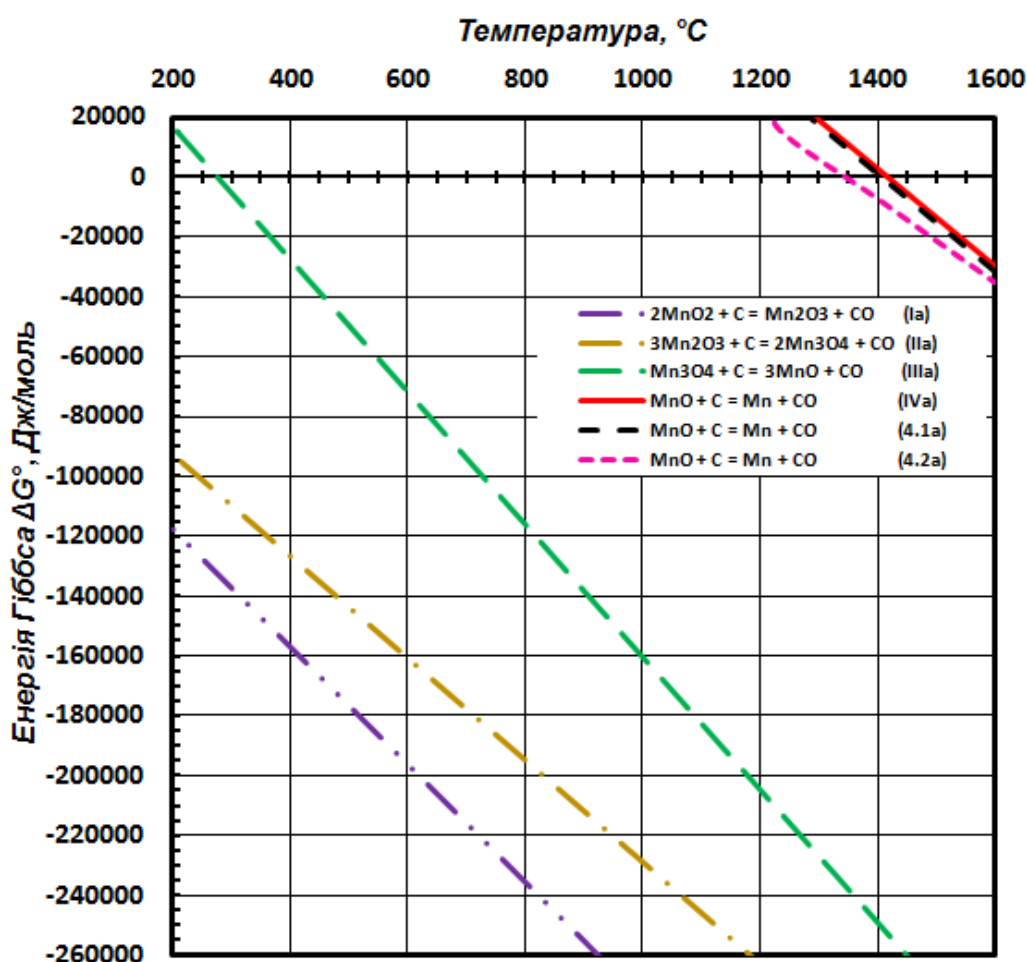


Рис. 1 – Залежність значень ΔG_T° від T для реакцій (1)–(4), що розраховані за виразами (I)–(IV) автора і (4.1), (4.2) з літератури

Через те, що отримані чисельні значення граничних температур для реакції (3) відрізняються один від одного своїми значеннями, необхідно застосувати інший метод

розрахунку, який заснований на визначенні ступеня хімічної спорідненості реагентів до кисню в залежності від температури, які оцінюються числовими значеннями енергії Гіббса ΔG_T^0 , що обчислені за формулами, які відповідають реакціям окислення газоподібним киснем марганцю, його нижчих оксидів та вуглецю до СО. Цей метод застосував британський фізик і хімік Г. Еллінгем при побудові діаграми [3], яку часто застосовують для передбачення термодинамічних умов, за яких оксид або сульфід металу руди може бути відновлений до металу за допомогою певного відновника.

Література

1. Cheraghi A., Yoozbashizadeh H. & Safarian J. Gaseous Reduction of Manganese Ores: A Review and Theoretical Insight // Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review. August, 2019. – Pp.1–18. DOI: <https://doi.org/10.1080/08827508.2019.1604523>
2. Yastreboff M., Ostrovski O. & Ganguly S. Carbothermic Reduction of Manganese from Manganese Ore and Ferromanganese Slag // The Proceedings of INFACON 8. Beijing, China. 7-10 June. 1998. – Pp. 263–270. URL: <https://www.pyrometallurgy.co.za/InfaconVIII/>
3. Ellingham Diagrams. URL: https://web.mit.edu/2.813/www/readings/Ellingham_diagrams.pdf

УДК 669.1:541.1

С .П. Пантейков

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СТУПЕНЯ ХІМІЧНОЇ СПОРІДНЕНОСТІ РЕЧОВИН ДО КИСНЮ НА МОЖЛИВІСТЬ ПЕРЕБІГУ РЕАКЦІЙ ВІДНОВЛЕННЯ МАРГАНЦЮ З ЙОГО ДІОКСИДУ ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ

Метою даної роботи є знаходження значень граничних (рівноважних) температур перебігу хімічних реакцій (1)–(4) (див. тези доповіді «Аналіз умов перебігу хімічних реакцій відновлення марганцю з його діоксиду твердим вуглецем») ступінчастого відновлення марганцю з MnO_2 твердим вуглецем С шляхом розрахунку за формулами з літератури значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 в залежності від температури Т для пев-

них хімічних окислювальних реакцій взаємодії з газоподібним киснем пари тих речовин, що приймають участь у зазначених реакціях (1)–(4): відновника до продукту окислення і відновлюваного продукту реакції до початкової речовини (метод Г. Еллінгема). При цьому граничною температурою для кожної відновної реакції (1)–(4) буде температура у точці перетину ліній енергії Гіббса ΔG_T^0 , що характерні для кожної реакцій (1)–(4), двох окислювальних реакцій з (6)–(11):



$$\Delta G_T^0 = -770372 + 147,460 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (6.1)$$

$$\Delta G_T^0 = -722000 + 212,780 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (6.2)$$

$$\Delta G_T^0 = -770372 + 123,000 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (6.3)$$

$$\Delta G_T^0 = -769800 + 120,600 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (6.4)$$

$$\Delta G_T^0 = -770372 + 119,492 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (6.5)$$



$$\Delta G_T^0 = -464534 + 234,120 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (7.1)$$



$$\Delta G_T^0 = -210510 + 168,540 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (8.1)$$



$$\Delta G_T^0 = -155213 + 201,580 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (9.1)$$



$$\Delta G_T^0 = -221120 - 179,750 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (10.1)$$

$$\Delta G_T^0 = -204200 - 178,600 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (10.2)$$



$$\Delta G_T^0 = -565390 + 175,170 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (11.1)$$

$$\Delta G_T^0 = -566307 + 175,470 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2 \text{ при } T=773\text{--}2273 \text{ К} \quad (11.2)$$

Значення вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 для окислювальних реакцій (6)–(11) в залежності від температури T обчислювалися за наведеними виразами, що взяті з різних літературних джерел (автори – Шаповалов О. М., Борнацький І. І., Турчанін М. А., Гасік М. І., Круглякова Л. А., Ахметова Т. Г.).

Залежність значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 від температури T (у °С) для хімічних реакцій (6)–(11) ілюструє рис. 1, що характеризує залежність від температури T

ступеня хімічної спорідненості до кисню зазначених у лівій частині наведених хімічних реакцій (6)–(11) початкових речовин (елементів і сполук).

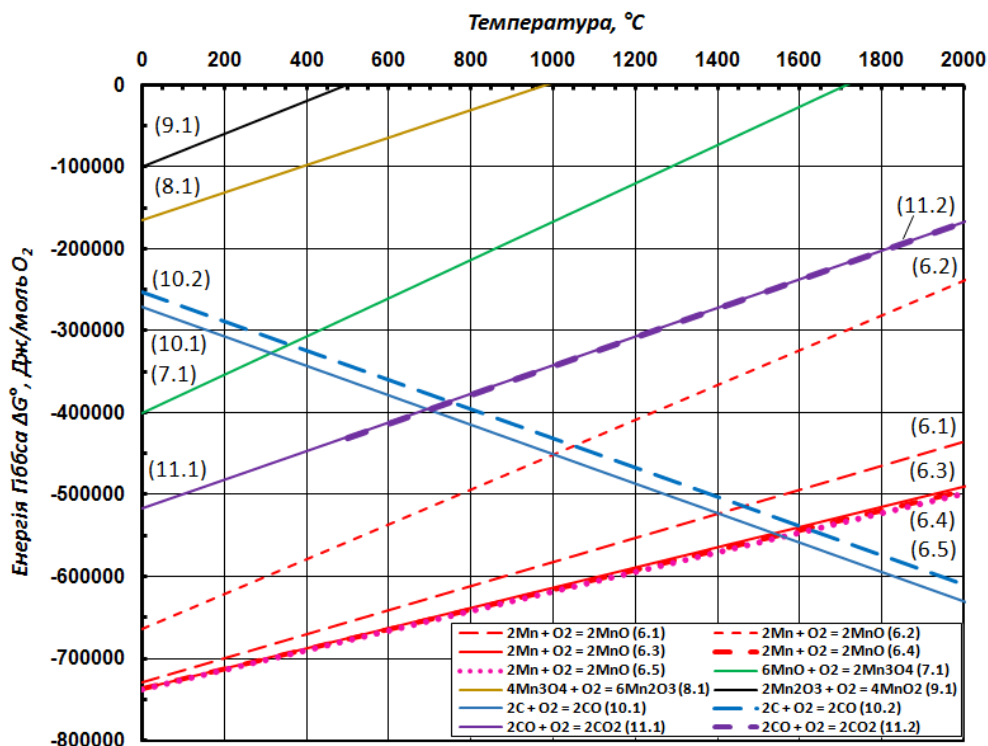


Рис. 1 – Залежності енергії Гіббса ΔG_T^0 від температури T для реакцій (6)–(11), що розраховані за виразами (6.1)–(6.5), (7.1), (8.1), (9.1), (10.1), (10.2), (11.1) і (11.2).

Температура, при якій перетинаються дві лінії значень енергії Гіббса ΔG_T^0 (одна – лінія для кожної з реакцій (6)–(9) утворення оксиду Mn, друга – лінія реакції (10) окислення твердого вуглецю C до CO), відповідає однаковому значенню ступеня хімічної спорідненості до кисню марганцю (реакція (6)) або його нижчого оксиду (реакції (7)–(9)), або CO (реакція (11), не використовується у цій роботі) та відновника (яким у реакціях (1)–(4) є твердий вуглець C (реакція (10))), при цьому має дотримуватися умова рівності ΔG_T^0 двох реакцій, наприклад $\Delta G_T^0(6) = \Delta G_T^0(10)$. Тобто зазначена точка перетину відповідає тій температурі, при якій досягається рівновага реакцій відновлення Mn з MnO твердим вуглецем C (реакція (4)) або (для реакцій (10)–(3)) більш нижчого оксиду марганцю з його більш вищого оксиду.

Проаналізуємо дані, що отримані за наявними виразами з літературних джерел за непрямим методом: реакція (1) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{гр}$, значення якої становить: $-445,835^\circ\text{C}$ за формулами (9.1), (10.1); $-401,852^\circ\text{C}$ за формулами (9.1), (10.2); реакція (2) може перебігати у діапазоні

температур, які вищі за граничну температуру $T_{гр}$, значення якої становить: $-303,463^{\circ}\text{C}$ за формулами (8.1), (10.1); $-254,823^{\circ}\text{C}$ за формулами (8.1), (10.2); реакція (3) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{гр}$, значення якої становить: $315,141^{\circ}\text{C}$ за формулами (7.1), (10.1); $357,776^{\circ}\text{C}$ за формулами (7.1), (10.2); реакція (4) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{гр}$, значення якої становить: $1405,592^{\circ}\text{C}$ за формулами (6.1), (10.1); $1003,030^{\circ}\text{C}$ за формулами (6.2), (10.1); $1541,210^{\circ}\text{C}$ за формулами (6.3), (10.1); $1553,802^{\circ}\text{C}$ за формулами (6.4), (10.1); $1562,478^{\circ}\text{C}$ за формулами (6.5), (10.1); $1463,404^{\circ}\text{C}$ за формулами (6.1), (10.2); $1050,011^{\circ}\text{C}$ за формулами (6.2), (10.2); $1604,228^{\circ}\text{C}$ за формулами (6.3), (10.2); $1617,374^{\circ}\text{C}$ за формулами (6.4), (10.2) і $1626,320^{\circ}\text{C}$ за формулами (6.5), (10.2).

Незважаючи на розбіжність отриманих результатів за формулами з літературних джерел, всі вони свідчать про можливість перебігу реакцій (1)–(4) відновлення Mn з MnO твердим вуглецем C при температурах реального процесу у відновних печах. Не зважаючи на відсутність збігу отриманих даних, це все одно свідчить про можливість перебігу реакції (4) відновлення Mn з MnO твердим вуглецем C при температурах реального процесу у відновних печах. Це також свідчить, що твердий вуглець C є відновником марганцю на останній стадії ступінчастого відновлення, адже газ CO не може відновити марганець з MnO .

Через те, що отримані значення температур для реакцій (1)–(4) відрізняються одне від одного у кожному випадку як за прямим, так і за непрямим методами, необхідно провести подібні дослідження за власними термодинамічними рівняннями, порівнявши отримані значення із значеннями, що були отримані за власними рівняннями для прямого методу.

УДК 669.1:541.1

С .П. Пантейков

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ВИЗНАЧЕННЯ ТЕМПЕРАТУР ПЕРЕБІГУ РЕАКЦІЙ ВІДНОВЛЕННЯ МАРГАНЦЮ З ЙОГО ДІОКСИДУ ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ ЗА СТУПЕНЕМ ХІМІЧНОЇ СПОРІДННОСТІ РЕЧОВИН ДО КИСНЮ

Метою даної роботи є знаходження значень граничних (рівноважних) температур перебігу хімічних реакцій (1)–(4) (див. тези доповіді «Аналіз умов перебігу хімічних

реакцій відновлення марганцю з його діоксиду твердим вуглецем») ступінчастого відновлення марганцю з MnO_2 твердим вуглецем С шляхом розрахунку за формулами, що виведені автором особисто, значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 в залежності від температури Т для певної пари хімічних окислювальних реакцій – реакцій взаємодії з газоподібним киснем пари тих речовин, що приймають участь у зазначених відновних реакціях (1)–(4): відновника до продукту окислення і відновлюваного продукту реакції до початкової речовини (метод Г. Еллінгема). При цьому граничною температурою для кожної відновної реакції (1)–(4) буде температура у точках перетину розрахункових ліній вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 певних (характерних для реакцій (1)–(4)) двох окислювальних реакцій з реакцій (6)–(11) (див. тези доповіді «Аналітичні дослідження впливу ступеня хімічної спорідненості речовин до кисню на можливість перебігу реакцій відновлення марганцю з його діоксиду твердим вуглецем»).

Формули для розрахунку значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 хімічних реакцій (6)–(11) залежно від температури Т (у К), що виведені автором за відомою методикою, відповідно мають вигляд:

для реакції (6) –	$\Delta G_T^0 = -770200 + 146,04 \cdot T$, Дж/моль O_2 ;	(VI)
для реакції (7) –	$\Delta G_T^0 = -464600 + 264,42 \cdot T$, Дж/моль O_2 ;	(VII)
для реакції (8) –	$\Delta G_T^0 = -195920 + 161,52 \cdot T$, Дж/моль O_2 ;	(VIII)
для реакції (9) –	$\Delta G_T^0 = -170560 + 213,56 \cdot T$, Дж/моль O_2 ;	(IX)
для реакції (10) –	$\Delta G_T^0 = -221040 - 178,56 \cdot T$, Дж/моль O_2 ;	(X)
для реакції (11) –	$\Delta G_T^0 = -565980 + 172,78 \cdot T$, Дж/моль O_2	(XI)

Залежність числових значень енергії Гіббса ΔG_T^0 від температури Т (у °С) для хімічних реакцій (6)–(11) за наведеними вище виразами автора (VI)–(XI) ілюструє рис. 1, за якими можна оцінити температурну зміну ступеня хімічної спорідненості до кисню зазначених у лівій частині реакцій (6)–(11) початкових речовин, які є продуктами відновлення та відновниками у реакціях (1)–(4).

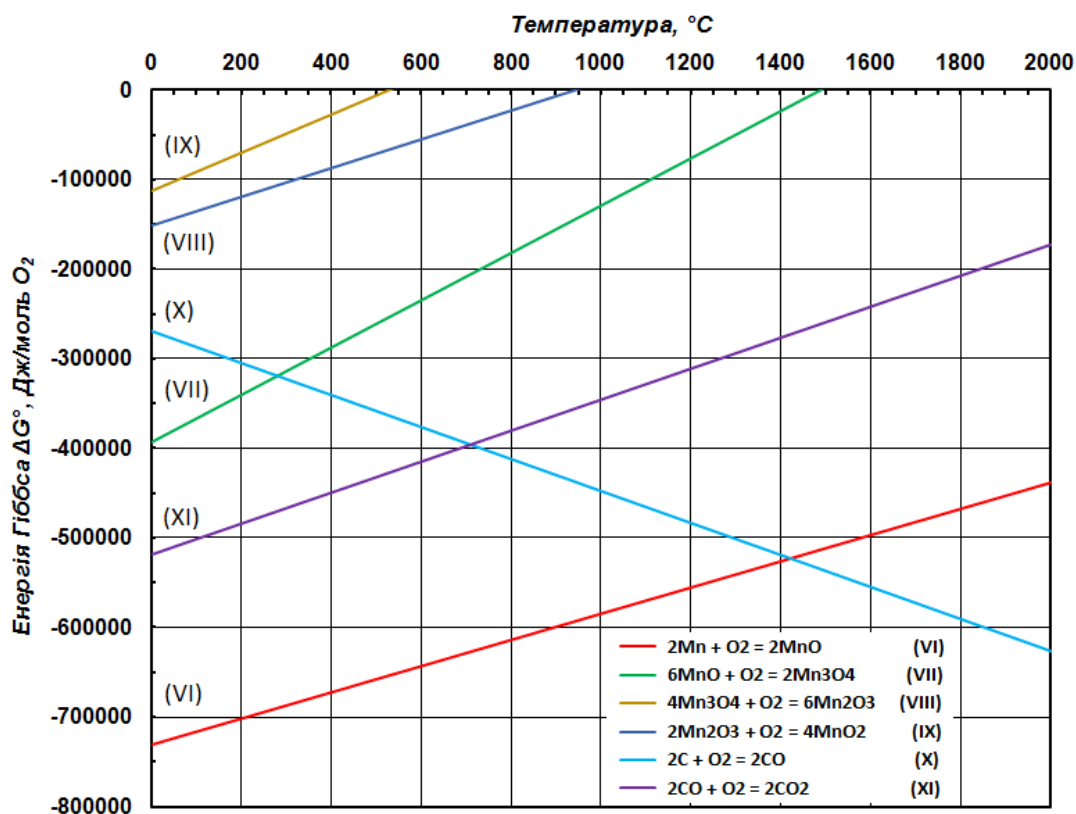


Рис. 1 – Залежності вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 від температури T для реакцій (6)–(11), що розраховані за формулами (VI)–(XI) автора

Значення граничних температур $T_{\text{гр}}$ для реакцій (1)–(4) знаходяться у точках перетину (для реакцій (1) і (2) вони за межами рис. 1) ліній ΔG_T^0 2-х реакцій окислення відповідних для кожної реакції (1)–(4) речовин (продукту відновлення і відновника), при цьому дотримується умова рівності значень ΔG_T^0 цієї пари окислювальних реакцій: $\Delta G_T^0(9) = \Delta G_T^0(10)$; $\Delta G_T^0(8) = \Delta G_T^0(10)$; $\Delta G_T^0(7) = \Delta G_T^0(10)$; $\Delta G_T^0(6) = \Delta G_T^0(10)$. Температури у точках перетину відповідають тим значенням $T_{\text{гр}}$, при яких досягається рівноважний стан кожної з реакцій (1)–(4) відповідно; при цьому треба зауважити, що для аналізу термодинамічних умов можливості перебігу хімічних реакцій (1)–(4) потрібно брати реакцію (10) окислення твердого вуглецю C до CO , а не реакцію окислення твердого вуглецю C до CO_2 , і тим паче не реакцію (11) окислення CO до CO_2 . У відповідності до рис. 1 у прямому напрямку хімічні реакції (1)–(4) будуть проходити в області значень $\Delta G_T^0 < 0$ для реакцій (6)–(10) і в діапазоні температур перебігу $T_{\text{гр}}$ (див. рис. 1), де відновник (твердий вуглець C) матиме менше чисельне значення ΔG_T^0 , тобто більш високу міру хімічної спорідненості до кисню, ніж відновлювана речовина (нижчий оксид марганцю у реакціях (1)–(3) та марганець у реакції (4)).

Для наочності отриманих результатів всі значення граничних температур $T_{гр}$ для реакцій (1)–(4) і температур їх перебігу $T_{пр}$, що знайдені непрямим способом (тобто за формулами автора (VI)–(X) для реакцій (6)–(10)), занесемо до табл. 1.

Таблиця 1 – Значення температур $T_{гр}$ і $T_{пр}$ для реакцій (1)–(4)

Хімічні реакції	Формули розрахунку ΔG_T^0	Розрахункові значення $T_{гр}$ і діапазону $T_{пр}$, °C
$2MnO_2 + C = Mn_2O_3 + CO - Q_1$ (1)	(IX) і (X)	$T_{гр} = -401,736$; $T_{пр} > T_{гр}$
$3Mn_2O_3 + C = 2Mn_3O_4 + CO - Q_1$ (2)	(VIII) і (X)	$T_{гр} = -346,865$; $T_{пр} > T_{гр}$
$Mn_3O_4 + C = 3MnO + CO - Q_2$ (3)	(VII) і (X)	$T_{гр} = 276,822$; $T_{пр} > T_{гр}$
$MnO + C = Mn + CO - Q_3$ (4)	(VI) і (X)	$T_{гр} = 1418,805$; $T_{пр} > T_{гр}$

Про умови перебігу кожної з хімічних реакцій (1)–(4) у табл. 1 свідчать знаки «>» і «<» між $T_{пр}$ і $T_{гр}$: знак «>» означає, що реакція проходить у діапазоні температур, які вищі за значення граничної температури $T_{гр}$, знак «<» – у діапазоні температур, які нижчі за значення граничної температури $T_{гр}$.

Проаналізуємо дані, що отримані непрямим методом за виведеними автором виразами: реакція (1) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{гр}$, значення якої становить $-401,736^\circ\text{C}$ за формулами (IX) і (X); реакція (2) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{гр}$, значення якої становить $-346,865^\circ\text{C}$ за формулами (VIII) і (X); реакція (3) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{гр}$, значення якої становить $276,822^\circ\text{C}$ за формулами (VII) і (X); реакція (4) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{гр}$, значення якої становить $1418,805^\circ\text{C}$ за формулами (VI) і (X).

Враховуючи повний збіг отриманих даних за формулами автора за прямим (див. тези доповіді «Аналіз умов перебігу хімічних реакцій відновлення марганцю з його діоксиду твердим вуглецем») і непрямим методами, можна із значним ступенем вірогідності вважати значення граничних температур $T_{гр}$ для реакцій (1)–(4) достовірним, яке свідчить і про можливість перебігу цих реакцій при температурах реального процесу у відновних печах. Це також свідчить, що твердий вуглець C є відновником марганцю на

останній стадії ступінчастого відновлення, адже газ CO не може відновити марганець з оксиду MnO.

Висновки

1. Відновлення Mn_2O_3 з MnO_2 твердим вуглецем C можливе понад термодинамічну температуру, значення якої складає $-401,736^{\circ}C$ (у літературних джерелах дещо інші значення в межах $-445,835...-401,852^{\circ}C$), тобто теоретично реакція (1) може перебігати при всіх температурах реального процесу у відновних печах, що співпадає також з даними літературних джерел.

2. Відновлення Mn_3O_4 з Mn_2O_3 твердим вуглецем C можливе понад термодинамічну температуру, значення якої складає $-346,865^{\circ}C$ (у літературних джерелах дещо інші значення в межах $-303,463...-254,823^{\circ}C$), тобто теоретично і реакція (2) може перебігати при всіх температурах реального процесу у відновних печах, що співпадає також з даними літературних джерел.

3. Відновлення MnO з Mn_3O_4 твердим вуглецем C можливе понад термодинамічну температуру, значення якої складає $276,822^{\circ}C$ (у літературних джерелах дещо інші значення в межах $315,141...357,776^{\circ}C$), тобто теоретично реакція (3) також може перебігати при всіх температурах реального процесу у відновних печах, значення яких перевищує $277^{\circ}C$.

4. Відновлення Mn з MnO твердим вуглецем C можливе понад термодинамічну температуру, значення якої складає $1418,805^{\circ}C$ (у літературних джерелах дещо інші значення в межах $1003,030...1626,320^{\circ}C$), тобто теоретично реакція (4) може перебігати при всіх температурах реального процесу у відновних печах, значення яких перевищує $1419^{\circ}C$.

Всі реакції (1)–(4) ступінчастого відновлення марганцю твердим вуглецем C є ендотермічними, тому є реакціями рідкофазного відновлення, адже твердофазні реакції є екзотермічними. Тобто реакції (1)–(4) можуть перебігати тільки при високих температурах, при яких можливий перехід оксидів марганцю з твердого стану у рідкий шляхом їх розплавлення. Це ставить під сумнів перебіг реакцій (1)–(4) у верхніх горизонтах відновної печі сажистим вуглецем. При цьому реакції (1)–(3) ступінчастого відновлення марганцю газом CO можливі у доменній печі на її верхніх горизонтах, а MnO після свого відновлення газом CO з Mn_3O_4 вже буде попадати у зони значних температур, де буде перебігати реакція (4) прямого відновлення марганцю твердим вуглецем C, адже реакція (5) непрямого відновлення марганцю газом CO перебігати не

може. Таким чином, враховуючи отримані результати, можна з впевненістю констатувати, що Mn_2O_3 , Mn_3O_4 і MnO відновляються відповідно з MnO_2 , Mn_2O_3 , Mn_3O_4 за рахунок газу CO , а металевий марганець буде відновлятися з MnO виключно за рахунок твердого вуглецю C .

УДК 669.1:541.1

С .П. Пантейков

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ПРО МОЖЛИВІСТЬ ПЕРЕБІГУ РЕАКЦІЙ ВІДНОВЛЕННЯ КРЕМНІЮ З КРЕМНЕЗЕМУ ГАЗОМ CO З ПОЗИЦІЙ ТЕРМОДИНАМІКИ

Метою даної роботи є знаходження значень граничних (рівноважних) температур перебігу (якщо вони існують) хімічних реакцій ступінчастого відновлення кремнію з кремнезему газом—відновником CO шляхом розрахунку за формулами, що були виведеними особисто автором, значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 для зазначених хімічних реакцій відновлення Si з використанням прямого методу, який передбачає знаходження значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 безпосередньо для цих відновних реакцій в залежності від температури T , при цьому граничною температурою кожної хімічної реакції будуть температури у точках перетину розрахункової лінії вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 з віссю абсцис.

Нині прийнято, що відновлення кремнію з кремнезему йде ступінчасто, подібно відновленню заліза і марганцю, тобто із виникненням (відновленням) проміжного оксиду – монооксиду кремнію (SiO):



При цьому вважається, що кремній не може відновитися з кремнезему за рахунок взаємодії останнього з газом—відновником CO за наступними хімічними реакціями:



Раніше припускалося, що кремній відновлюється безпосередньо з кремнезему за схемою:



тобто без утворення проміжних оксидів.

Однак, і в останньому випадку все одно вважалося, що Si не міг відновлюватися безпосередньо з SiO₂ газом CO за наступною хімічною реакцією:



Відновний газ CO, як відомо, утворюється в печі за реакцією газифікації твердого вуглецю, що має назву «реакція Белла-Будуара»:



Для реакцій (1)–(3), на жаль, не було знайдено у літературі виразів для розрахунку вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 , тому автором такі вирази були виведені самостійно. Для реакції (4) Белла-Будуара у літературі існують вирази для розрахунку ΔG_T^0 , однак застосування їх разом з виразами автора буде некоректним, тому було застосовано виведений раніше [1] власний вираз автора для розрахунку вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 для реакції (4).

Виведені формули для розрахунку значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 реакцій (1)–(4) залежно від температури T (у градусах K) відповідно мають такий вигляд:

$$\Delta G_T^0(\text{I}) = 524490 - 185,9 \cdot T, \text{ Дж/моль CO (кварц);} \quad (\text{Ia})$$

$$\Delta G_T^0(\text{I}) = 521890 - 185,04 \cdot T, \text{ Дж/моль CO (кристобаліт);} \quad (\text{Iб})$$

$$\Delta G_T^0(\text{I}) = 518990 - 184,24 \cdot T, \text{ Дж/моль CO (тридиміт);} \quad (\text{Iв})$$

$$\Delta G_T^0(\text{II}) = -179570 + 176,66 \cdot T, \text{ Дж/моль CO;} \quad (\text{II})$$

$$\Delta G_T^0(\text{III}) = 172460 - 4,62 \cdot T, \text{ Дж/моль CO;} \quad (\text{III})$$

$$\Delta G_T^0(\text{IV}) = 172470 - 175,67 \cdot T, \text{ Дж/моль CO} \quad (\text{IV})$$

Залежність чисельних значень енергії Гіббса ΔG_T^0 від температури T (в °C) ілюструє рис. 1, що побудований згідно з проведеними розрахунками за виведеними автором і наведеними вище виразами (I)–(IV) для хімічних реакцій (1)–(4).

Проаналізуємо дані, що отримані за виведеними автором виразами.

Згідно з формулами автора (I)–(IV): реакція (1) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{\text{гр}}$, значення якої становить 2548,356°C (для кварцу), 2547,417°C (для кристобаліту), 2543,924°C (для тридиміту); реакція (2) може перебігати у діапазоні температур, які нижчі за граничну температуру $T_{\text{гр}}$, значення якої становить 743,472°C; реакція (3) не може перебігати (відновлення кремнію за схемою Б), адже для неї значення вільної енергії Гіббса $\Delta G_T^0 > 0$, тому на рис. 1 лінія ΔG_T^0 для реакції (3) відсутня; реакція (4) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{\text{гр}}$, значення якої становить 708,784°C.

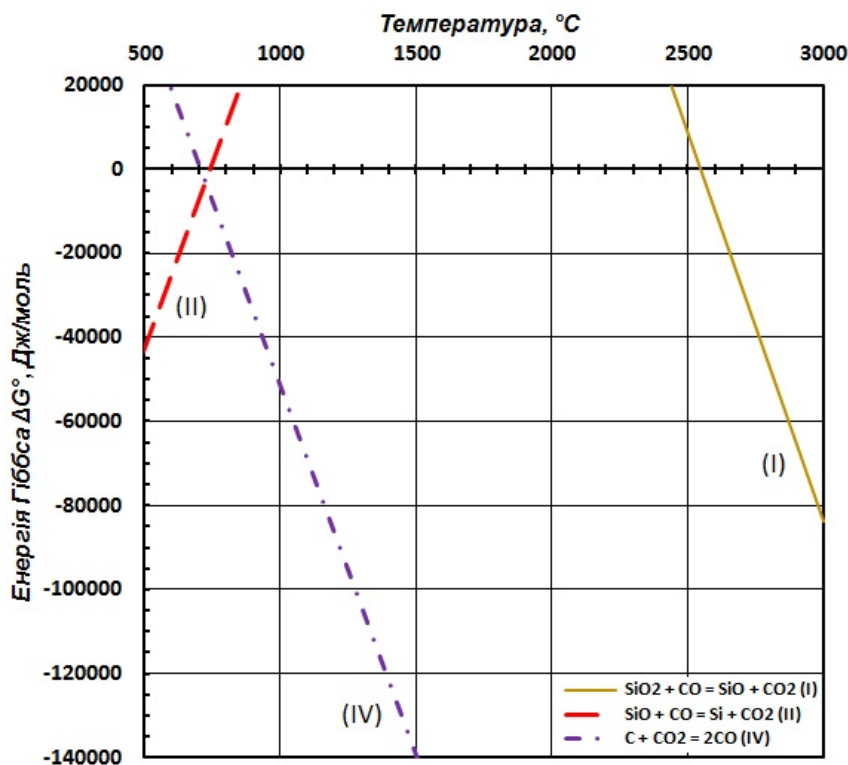


Рис. 1 – Залежність значень ΔG_T^0 від T для реакцій (1)–(4), що розраховані за виразами (I)–(IV) автора (лінія (I) – лінія для формул (Ia) (Iб) і (Iв) внаслідок злиття всіх ліній на рисунку)

Все це свідчить, що газ CO може бути відновником кремнію із SiO при температурах реального процесу і при можливості перебігу реакції Белла-Будуара, яка постачає CO у робочий простір відновних печей, однак газ CO не може відновити монооксид кремнію з кремнезему при температурах реального процесу за реакцією (1), тобто за обома наведеними схемами А і Б газ CO відновляти кремній з кремнезему не може.

З метою отримання більш достовірних даних про відновлення кремнію з кремнезему відновним газом CO необхідно застосувати інший метод розрахунку – метод Еллінгема [2] – британського фізика та хіміка Гарольда Еллінгема, всесвітньо відому діаграму якого дуже часто застосовують у металургії для передбачення термодинамічних умов процесу відновлення, за яких певний метал може бути відновлений з його руди (зазвичай з оксиду або сульфідів цього металу) за допомогою певного відновника [3].

Література

1. Пантейков С.П. Розрахунок температур перебігу хімічних реакцій процесу ступінчастого відновлення заліза з гематиту газом CO і газифікації твердого вуглецю за

існуючими формулами і за стандартними значеннями ентальпії та ентропії речовин // Збірник наукових праць ДДТУ: (технічні науки) / Кам'янське: ДДТУ, 2021.- Випуск 2 (39). – С.16-26. DOI: <https://doi.org/10.31319/2519-2884.39.2021.2>.

2. Ellingham Diagrams. URL: https://web.mit.edu/2.813/www/readings/Ellingham_diagrams.pdf

3. Using Ellingham diagram, how to determine that in between C and CO which is better reducing agent? URL: <https://socratic.org/questions/using-ellingham-diagram-how-to-determine-that-in-between-c-and-co-which-is-better>

УДК 669.1:541.1

С .П. Пантейков

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗА ЛІТЕРАТУРНИМИ ДАНИМИ ВПЛИВУ СТУПЕНЯ ХІМІЧНОЇ СПОРІДНЕНOSTІ РЕЧОВИН ДО КИСНЮ НА МОЖЛИВІСТЬ ПЕРЕБІГУ РЕАКЦІЙ ВІДНОВЛЕННЯ КРЕМНІЮ З КРЕМНЕЗЕМУ ГАЗОМ СО

Метою даної роботи є знаходження значень граничних (рівноважних) температур перебігу хімічних реакцій (1)–(4) (див. тези доповіді «Про можливість перебігу реакцій відновлення кремнію з кремнезему газом СО з позицій термодинаміки») ступінчастого відновлення кремнію з кремнезему газом СО шляхом розрахунку за формулами з літератури значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 в залежності від температури Т для певних хімічних окислювальних реакцій взаємодії з газоподібним киснем пари тих речовин, що приймають участь у зазначених реакціях (1)–(4): відновника до продукту окислення і відновлюваного продукту реакції до початкової речовини (метод Г. Еллінгема). При цьому граничною температурою для кожної відновної реакції (1)–(4) буде температура у точці перетину характерних для кожної реакції (1)–(4) ліній енергії Гіббса ΔG_T^0 двох окислювальних реакцій з (1а)–(5а):



$$\Delta G_T^0 = -208502 - 165,12 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (1.1)$$

$$\Delta G_T^0 = -196400 - 221,4 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (1.2)$$



$$\Delta G_T^0 = -922990 + 211,84 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2, T=25 \div 1713^\circ\text{C};$$

$$\Delta G_T^0 = -905418 + 202,97 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2, T=1713 \div 1900^\circ\text{C}; \quad (2.1)$$



$$\Delta G_T^0 = -912237 + 180,74 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2, T=25 \div 675^\circ\text{C};$$

$$\Delta G_T^0 = -906555 + 174,05 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2, T=675 \div 1025^\circ\text{C};$$

$$\Delta G_T^0 = -902536 + 170,95 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2, T=1025 \div 1417^\circ\text{C};$$

$$\Delta G_T^0 = -911803 + 205,35 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2, T=1417 \div 1713^\circ\text{C};$$

$$\Delta G_T^0 = -902363 + 200,77 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2, T=1713 \div 2227^\circ\text{C}; \quad (3.1)$$



$$\Delta G_T^0 = -565390 + 175,17 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (4.1)$$

$$\Delta G_T^0 = -566307 + 175,47 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2 \text{ при } T=773 \div 2273 \text{ K} \quad (4.2)$$



$$\Delta G_T^0 = -221120 - 179,75 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2; \quad (5.1)$$

$$\Delta G_T^0 = -204200 - 178,6 \cdot T, \text{ Дж/моль } \text{O}_2 \quad (5.2)$$

Значення вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 для окислювальних реакцій (1a)–(5a) в залежності від температури T обчислювалися за наведеними виразами, що взяті з різних літературних джерел (автори – Шаповалов О. М., Борнацький І. І., Турчанін М. А. та ін.).

Залежність числових значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^0 від температури T (у $^\circ\text{C}$) для хімічних реакцій (1a)–(5a) ілюструє рис. 1, що характеризує температурну залежність ступеня хімічної спорідненості до кисню зазначених у лівій частині наведених хімічних реакцій (1a)–(5a) початкових речовин (елементів і сполук).

Температура, при якій перетинаються дві лінії значень енергії Гіббса ΔG_T^0 (одна – лінія для кожної з реакцій (1a)–(3a) утворення оксиду Si, друга – лінія реакції (4a) окислення газу CO до CO_2), відповідає однаковому значенню ступеня хімічної спорідненості до кисню кремнію (реакції (1a) і (3a)) або його нижчого оксиду (реакція (2a)) та відновника (реакція (4a)), яким у реакціях (1)–(4) є газ CO, при цьому має дотримуватися умова рівності ΔG_T^0 двох реакцій, наприклад для відновної реакції (2): $\Delta G_T^0(1a) = \Delta G_T^0(4a)$. Тобто зазначена точка перетину відповідає тій температурі, при якій досягається рівновага реакцій відновлення газом CO Si з SiO (реакція (2)) чи Si з SiO₂ (реакція

(3)) або (для реакції (1)) більш нижчого оксиду SiO з його більш вищого оксиду SiO₂. Для хімічної реакції (4) Белла-Будуара її рівноважний стан досягається у точці перетину окислювальних реакцій (4а) і (5а), тобто при дотриманні умови $\Delta G_T^0(4a) = \Delta G_T^0(5a)$.

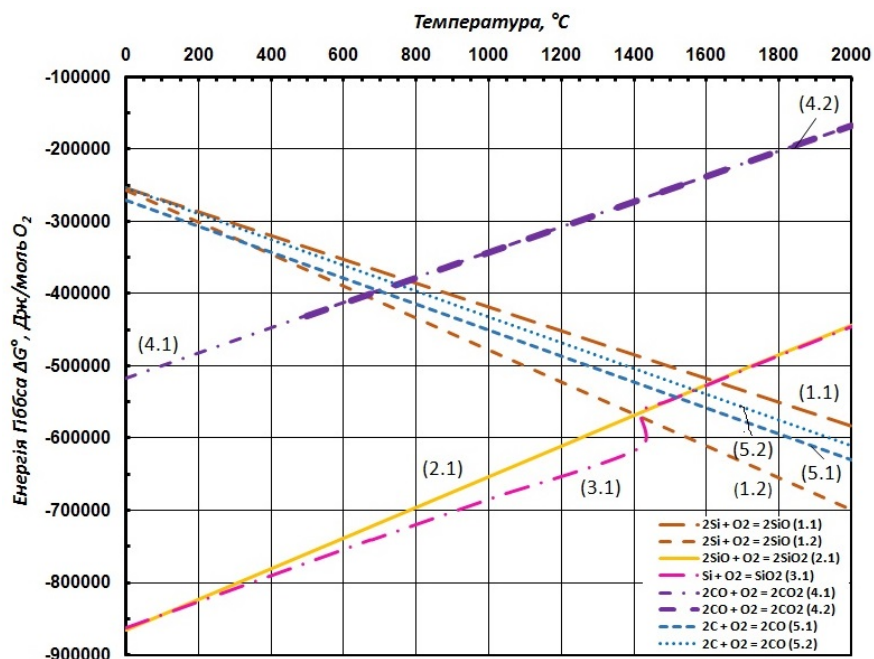


Рис. 1 – Залежності енергії Гіббса ΔG_T^0 від температури T для реакцій (1а)–(5а), що розраховані за виразами (1.1), (1.2), (2.1), (3.1), (4.1), (5.1) і (5.2).

Проаналізуємо дані, що отримані за непрямим методом за наявними виразами з літературних джерел: відновні хімічні реакції $\text{SiO}_2 + \text{CO} = \text{SiO} + \text{CO}_2$ (1) і $\text{SiO}_2 + 2\text{CO} = \text{Si} + 2\text{CO}_2$ (3) не можуть перебігати у діапазоні температур від 0 до 2000°C; реакція $\text{SiO} + \text{CO} = \text{Si} + \text{CO}_2$ (2) може перебігати у діапазоні температур, які нижчі за граничну температуру $T_{\text{гр}}$, значення якої становить: 775,776°C за формулами (1.1), (4.1); 777,545°C за формулами (1.1), (4.2); 657,454°C за формулами (1.2), (4.1); 658,357°C за формулами (1.2), (4.2); реакція $\text{C} + \text{CO}_2 = 2\text{CO}$ (4) може перебігати у діапазоні температур, які вищі за граничну температуру $T_{\text{гр}}$, значення якої становить: значення якої становить: 696,993°C за формулами (4.1), (5.1); 747,974°C за формулами (4.1), (5.2); 698,756°C за формулами (4.2), (5.1); 749,699°C за формулами (4.2), (5.2), що свідчить про можливість перебігу реакції (4) газифікації твердого вуглецю (Белла-Будуара) при температурах реального процесу у відновних печах.

Незважаючи на розбіжність отриманих результатів за формулами з літературних джерел з отриманими даними за формулами автора (див. тези доповіді «Про можливість перебігу реакцій відновлення кремнію з кремнезему газом CO з позицій термоди-

наміки»), всі вони свідчать про неможливість перебігу реакцій (1) і (3) при температурах реального процесу у відновних печах, а також про можливість перебігу реакції (2) при температурах до $657,454 \div 777,545^{\circ}\text{C}$ і реакції (4) при температурах вище $696,993 \div 749,699^{\circ}\text{C}$ (згідно формул автора числові значення дещо інші). Однак, враховуючи температури перебігу реакції Белла–Будуара, перебіг реакції (2) за літературними даними, вірогідно, буде неможливим.

Через те, що отримані значення температур для відновних реакцій (1)–(4) відрізняються одне від одного у кожному випадку як за прямим, так і за непрямим методами, необхідно провести подібні дослідження за власними термодинамічними рівняннями, порівнявши отримані значення із значеннями, що були отримані за власними рівняннями автора для прямого методу.

УДК 621.771.23.011.001.5

В. Г. Раздобреєв, К. Ю. Ключніков, О. І. Лещенко, Д. Г. Паламар

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної Академії Наук України,
м. Дніпро

АНАЛІТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ НАПРУЖЕНОГО СТАНУ МЕТАЛУ ПРИ ДЕФОРМАЦІЇ ШТАБИ У ЗГИНО-РОЗТЯГУВАЛЬНОМУ ПРИСТРОЇ

Процес прокатки-волочіння застосовується для виробництва різного ряду фасонних профілів складної конфігурації, у тому числі тонкостінних, стрічкових і профілів періодичного перерізу. Цей процес при виготовленні, наприклад, профілів стрічкового типу в порівнянні з процесами волочіння у монолітних волоках або холодною прокаткою профілів має суттєві переваги: менші енергетичні витрати, більша інтенсивність одиничних деформацій, більша технологічна гнучкість, скорочення кількості підготовчих операцій та інш. Однак наявність тягового зусилля обмежує сортамент профілів, що виготовляються за компактністю їх поперечного перерізу. Так при виробництві профілів стрічкового типу з співвідношенням ширини до товщини більш 1,5-2 у зв'язку наявності напружень, що розтягують, змінюється напружено-деформований стан в об'ємі осередку деформації та зменшується пластичність металу майже до нуля, а профіль по кромкам руйнується. Так, наприклад, в процесі холодного волочіння дроту в результаті складної дії пластичної деформації, тертя металу об стінки волоки і техно-

логічних чинників у готовому виробі виникають внутрішні залишкові напруження. Встановлено, що ці напруження в периферійному шару дроту є розтягуючі, а в центральному – стискаючі [1, 2]. Щоб усунути шкідливий вплив розтягуючих залишкових напружень, необхідно або їх зменшити, або перевести в стискаючі напруження, які підвищують працездатність дроту. З цією метою в практиці дротового виробництва застосовують два методи: термічний і механічний. Перший полягає в низькотемпературній відпустці (при $+250...350\text{ }^{\circ}\text{C}$) або індукційному нагріванні поверхні дроту; другий має кілька різновидів, з яких найбільш раціональний є правка металу у холодному стані. В процесі правки при протягуванні дроту через систему обертових роликів дрот піддається змінному згину, відчуючи пружно-пластичну деформацію, в результаті якої змінюється напружений стан дроту. В результаті згинів дроту при правці відбувається зміна напруженого стану дроту, при якому зменшуються або нівелюються шкідливі залишкові напруження розтягнення в поверхневому шарі дроту і виникають залишкові напруження стиску, що призводить до значного підвищення працездатності дроту і виробів з неї. Застосування знакозмінного згину при виробництві профілів стрічкового типу волочінням в роликівих волоках дозволяє отримувати більш рівномірний розподіл напруженого стану металу, а також нівелювати розтягуючі напруження на краях готового профілю. Це в свою чергу дозволить підвищити якість і геометричні розміри профілів стрічкового типу, що виробляються. Поєднання цих двох процесів холодного деформування: прокатки-волочіння у роликівих волоках і правки профілів стрічкового типу через роликівий згино-розтягувальний пристрій (ЗРП) дозволить комплексно вирішувати проблему забезпечення вітчизняних машинобудівних і приладобудівних підприємств точними профілями широкого розмірного асортименту.

Задача досліджень полягала в послідовному аналізі напруженого стану металу на всьому протязі фактичного осередку деформації з урахуванням зовнішніх зон за допомогою розробленої та перевіреної на адекватність в Інституті чорної металургії математичної моделі розрахунку напружено-деформованого стану металу [3]. Для моделювання знакозмінної деформації металу згином з розтягуванням використовували одноплщинний трьохроликівий ЗРП з вертикальним розташуванням роликів. Параметри моделювання були прийняті з урахуванням можливостей технологічного обладнання прокатної лабораторії ІЧМ. Моделювання пружно-пластичного знакозмінного згину металу у системі SolidWorks Simulation включає наступні етапи:

- 1) налаштування моделі – створення кінцево-елементної моделі штаби, яка розміщується між верхніми та нижніми роликами;

- 2) вертикальне переміщення натискного нижнього ролику вгору у робоче положення з забезпеченням фіксації заданої величини переміщення;
- 3) прикладання сили тяжіння до системи за відсутності руху роликів;
- 4) надання швидкості обертання роликів для моделювання руху штаби за рахунок сил тертя між нею та роликами;
- 5) оцінка пружного розвантаження матеріалу після виходу з ЗРП.

Перший і третій етапи – динамічні із завданням поступального та обертального рухів роликів ЗРП, а решта – статичні без завдання руху роликів.

Для опису контактної взаємодії між роликами та штабою використовувалися вбудовані можливості системи SolidWorks Simulation, які дозволяють враховувати статичний та динамічний коефіцієнти тертя. За відсутності дотичних переміщень у контактній парі, що відповідає переміщенню натискного ролику вгору, використовується статичний коефіцієнт тертя, що дорівнює 0,25, а після початку руху штаби – динамічний, рівний 0,12. Матеріал штаби розмірами 5,2х6,01 мм – сталь марки Ст.08 з властивостями, які отримали при випробуванні зразків. Відстань між центрами осей верхніх опорних роликів дорівнювала $L=70$ мм, а діаметр роликів $D_p=36$ мм, зміщення натискного ролику по вертикалі на відстань 4 мм. Також в розрахунку використовували наступні характеристики матеріалу штаби: щільність $\rho=7850$ кг/м³; коефіцієнт Пуансону $\nu=0,3$; модуль пружності першого роду $E=2,1 \cdot 10^5$ МПа. Модель деформованого середовища – пружно-пластична. Між нижнім натискним роликом та нижньою поверхнею штаби визначено контактну взаємодію з коефіцієнтом тертя 0,25. Розрахунки розподілу напружень по товщині штабі проводили на довжині штаби 150 мм через кожні 3 мм при проходженні через трюхроликовий ЗРП.

За результатами моделювання були побудовані графіки розподілу напружень σ у всіх поперечних перерізах штаби по її довжині. З аналізу отриманих даних встановлено, що розподіл напружень, які розтягують і стискають по товщині штаби, має складний характер та є суттєво нерівномірним. Наприклад, на відстані 40 мм до першого опорного ролику ЗРП у верхньому шару штаби формуються максимальні величини напружень, що стискають і становлять -155 МПа, а на нижньому шару штаби, що розтягують з показниками до $+348$ МПа. Перепад напружень по товщині штаби від верхнього шару до нижнього шару прокату складає $+193$ МПа, тобто превалюють напруження, що розтягують.

Максимальні значення напружень, що стискають верхній шар штаби, які утворюється під першим опорним роликом дорівнюють -654 МПа. На висоті від верхнього

шару штаби 2,6 мм значення напружень, що стискають дорівнюють 0 МПа та відбувається зміна знаку напружень з «-» (стискаючі) на «+» (розтягуючі). Максимальні величини напружень, що розтягують нижній шар штаби у цьому перерізі досягають +616 МПа. Але в цьому випадку перепад напружень по товщині штаби від верхнього шару до нижнього шару прокату складає -38 МПа, і вже превалюють напруження, що стискають.

Рівномірний розподіл напружень, що розтягують по товщині штаби знаходиться на рівній відстані (17,5 мм) від осі першого опорного ролика до осі другого натискного ролика. При цьому величина цих напружень, які розтягують по всій товщині штаби зменшується до +235 МПа. Також відмічено, що на цьому перерізі відсутні напруження, що стискають.

Аналіз даних графіку розподілу напружень по товщині штаби показав, що під натискним роликом у верхніх шарах металу формуються напруження, що розтягують з максимальним значенням на верхньому шару штаби +616 МПа, а на нижньому шару – що стискають з максимальною величиною -654 МПа в процесі деформування в ЗРП.

Таким чином, моделювання процесу деформації штаби в ЗРП спостерігається циклічна зміна як знаку напружень так і величини цих напружень, тобто призводить до суттєвої нерівномірності повздовжніх напружень за товщиною штаби.

Після того, як штаба вийшла з ЗРП відбувається зняття тиску на штабу, тобто проходить пружне розвантаження штаби, що призводить до зниження і перерозподілу внутрішніх напружень.

Результати моделювання показали, що після пружного розвантаження відбувається зміна знаку напружень: в верхніх шарах штаби спостерігаються залишкові напруження, що стискають з максимальним значенням -468 МПа, а на нижньому шару – що розтягують з максимальним значенням +439 МПа, тобто спостерігається врівноваження залишкових напружень верхніх та нижніх поверхонь штаби. Порівняння між собою максимальних значень напружень, які виникають в процесі знакозмінної деформації під натискним роликом та після ЗРП показує, що після пружного розвантаження вони зменшуються в середньому у 1,4 рази не залежно від знаку напружень.

Список літератури

1. Житков Д.Г. Стальные канаты для подъемно-транспортных машин / Д.Г. Житков, И.Т. Поспехов. – М.: Металлургиздат, 1953. – 240 с.

2. Перлин И.Л. Теория волочения / И.Л. Перлин. – М.: Металлургиздат, 1957. – 336 с.

3. Воробей С.А. Особенности течения и напряженного состояния металла при его деформации в процессе получения профилей ленточного типа прокаткой-волочения / С.А. Воробей, В.Г. Раздобреев, К.Ю. Ключников, А.П. Лохматов, И.В. Сикачина, Л.П. Барышева // Сб. научн. трудов ИЧМ: «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». – Днепропетровск: «ВІЗІОН» – 2011. – Выпуск 23. – С. 174-184.

УДК 669.18

В. О. Рубан, О. М. Стоянов, Є. В. Синегін, К. Г. Нізяєв

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД ЕНЕРГЕТИЧНИХ АСПЕКТІВ РОБОТИ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО ПРИСТРОЮ ПРИ ОБРОБЦІ СТАЛІ НА УСТАНОВЦІ «КІВШ-ПІЧ»

На сучасному етапі розвитку металургії якість металопродукції значною мірою залежить від ефективного позапічного рафінування сталі, що, в свою чергою, обумовлює збільшення тривалості перебування металу в ковші та супроводжується зниженням його температури. Навіть за умов мінімальних тепловтрат під час обробки на установці «ківш-піч» необхідність забезпечення параметрів розливання вимагає підвищення температури випуску, що призводить до додаткових витрат електроенергії. Разом з тим, навіть в умовах які забезпечують мінімальні витрати теплоти при обробці на установці «ківш-піч», для забезпечення необхідних параметрів розливання сталі, температуру випуску потрібно дещо підвищувати, що неминуче призводить до додаткових витрат електроенергії [1, 2].

Загальний рівень тепловтрат при позапічній обробці сталі залежить від комплексу виробничих чинників, серед яких особливо важливими є температура та тривалість випуску, стан і теплоізоляційні властивості футеровки ковша, витрати матеріалів, параметри продування інертним газом, а також тривалість виконання технологічних операцій у ковші.

Сучасні підходи до компенсації теплових втрат під час обробки рідкого металу на установці «ківш-піч» передбачають контрольоване дозоване підведення теплоти з метою мінімізації перегріву сталі на всіх етапах позапічної обробки. Одним із таких рішень є використання енергії електричної дуги, сформованої трьома графітованими

електродами, що дозволяє частково компенсувати втрати теплоти під час продування металу інертними газами. Водночас у літературі недостатньо розкрито потенціал використання енергетичних резервів електричної дуги та його вплив на собівартість продукції. Крім того, як зазначалося ще на Першому Міжнародному симпозиумі з радіаційного теплообміну 1995 року, на сьогодні відсутні універсальні та достовірні методи розрахунку теплообміну випромінюванням, адже існуючі підходи мають обмежену точність і застосовність [3-5].

Дослідження теплового стану агрегатів позапічної обробки металу свідчать про значну складність процесів, що відбуваються у ковші, та обмежену можливість їх точної кількісної оцінки в реальних умовах, що ускладнює інтерпретацію результатів. Заявлені виробниками параметри швидкості нагріву сталі за допомогою електричної дуги (3–4 °C/хв залежно від напруги та товщини шлаку) часто не підтверджуються на практиці через змінну інтенсивність теплообміну в системі плазма–шлак–метал. Відхилення можуть сягати $\pm 30\%$, зумовлюючись, зокрема, зниженням ефективності горіння дуг при недостатній товщині шлаку чи нестабільною роботою системи управління. Як підтверджено в окремих роботах, ступінь засвоєння електроенергії тісно пов'язаний з особливостями теплообміну між дугою та металом, які, у свою чергу, залежать від форми, розміру й динаміки дуги, а також умов функціонування електродугового пристрою [6-8].

Стійкість електричної дуги під час роботи електродугового пристрою (ЕДП) визначається тепловою рівновагою, яка залежить від балансу між виділенням і віддачею теплоти в навколишнє середовище. Умови охолодження та фізичні властивості середовища безпосередньо впливають на параметри дуги. Постійне переміщення дуги по торцю електрода та змінність її контакту з розплавом або доданими матеріалами призводить до флуктуацій температури в зоні контакту, що порушує стійкість горіння дуги й змінює ефективність теплообміну. Особливу роль відіграє співвідношення довжини дуги та товщини шлаку: частково занурена дуга має менші теплові втрати, а отже, вищу температуру й стійкість. Висока температура сприяє дисоціації молекул, зростанню концентрації іонів та підвищенню рівня іонізації, що покращує умови стабільного горіння дуги [6, 8].

Нестійке горіння електричної дуги призводить до зниження її електричного ККД, підвищення витрати електроенергії та електродів, уповільнення нагріву металу і, як наслідок, подовження тривалості обробки, з ризиком небажаного науглецювання електродів. Навпаки, підвищення стійкості дуги сприяє інтенсифікації процесу, скороченню часу обробки та підвищенню продуктивності агрегату. Це створює можливості

або для збільшення обсягу оброблюваного металу, або для зниження початкової температури сталі, що особливо вигідно для електропечей і киснево-конвертерного виробництва, де в останньому випадку можна скоротити витрати чавуну і, відповідно, собівартість сталі [8].

З цього можна зробити висновок, що режим роботи електродугового пристрою визначає ефективність нагрівання сталі на установці «ківш-піч». При цьому основними факторами, що впливають на ефективність роботи ЕДП, є стійкість і стабільність горіння електричних дуг і, як наслідок, ефективність передачі теплоти від них металу. Тобто, вирішивши завдання підвищення ефективності роботи ЕДП, можна знизити витрати електроенергії при позапічній обробці сталі та зменшити тривалість її обробки.

Список літератури

1. Смірнов О.М. Безперервне розливання сталі: Підручник / О.М. Смірнов, С.В. Кучерський, Є.В. Штепан. – Алчевськ: ДонДТУ, 2011. – 518 с.
2. Технологія виплавки чистої сталі та особливості позапічної обробки / В.З. Куцова, В.Ю. Камкін, М.Г. Кнапинський, С.В. Пройдак, А.О. Варіцев // Теорія і практика металургії. – 2019. – №3. – С. 5–13. <https://doi.org/10.34185/tpm.3.2019.01>
3. Шляхи зниження витрат графітованих електродів у дугових печах / В.М. Колокольцев, І.М. Ячиков, Л.В. Саричев // Ливарні процеси. - 2006. - С. 51-56.
4. Kumar, S. Transient radiative transfer / S. Kumar, K. Mitra // Radiative Transfer-1. Proceedings of the First International Symposium on Radiation Transfer, August 1995., Kusadasi, Turkey, ICHMT. – 1995. doi: 10.1615/ICHMT.1995.RadTransfProc.340
5. Bergman, T.L. Radiation heat transfer in manufacturing and materials processing / T.L. Bergman, R. Viskanta // Radiative Transfer-1. Proceedings of the First International Symposium on Radiation Transfer, August 1995., Kusadasi, Turkey, ICHMT. – 1995. doi: 10.1615/ICHMT.1995.RadTransfProc.50
6. Переворочаєв, М.М. Удосконалення електричних і технологічних режимів доведення металу на установці ківш-піч / М.М. Переворочаєв, Б.П. Крикунов // Метал і лиття України. - 2011. - №9-10. - С. 39-45.
7. Kumar, S. Transient radiative transfer / S. Kumar, K. Mitra // Radiative Transfer-1. Proceedings of the First International Symposium on Radiation Transfer, August 1995., Kusadasi, Turkey, ICHMT. – 1995. doi: 10.1615/ICHMT.1995.RadTransfProc.340
8. Bergman, T.L. Radiation heat transfer in manufacturing and materials processing / T.L. Bergman, R. Viskanta // Radiative Transfer-1. Proceedings of the First

УДК 669.18

В. О. Рубан, О. М. Стоянов, Є. В. Синегін, К. Г. Нізяєв

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ЕНЕРГЕТИЧНА ЕФЕКТИВНІСТЬ РОБОТИ УСТАНОВКИ «КІВШ-ПІЧ»

Енергетична ефективність роботи установки «ківш-піч» залежить від багатьох показників, таких як: швидкість нагріву розплаву, ККД, коефіцієнт використання енергії. Усі вони взаємозалежні та взаємно виражаються.

Одним із показників роботи установки «ківш-піч» є питома витрата електроенергії на нагрівання тони сталі. Авторами роботи [1] отримано залежність впливу товщини шлаку в ковші на питому витрату електроенергії рисунок 1

З рисунка видно, що збільшення товщини шару шлаку сприяє зниженню витрати електроенергії і, отже, поліпшенню теплообміну між дугою та металом.

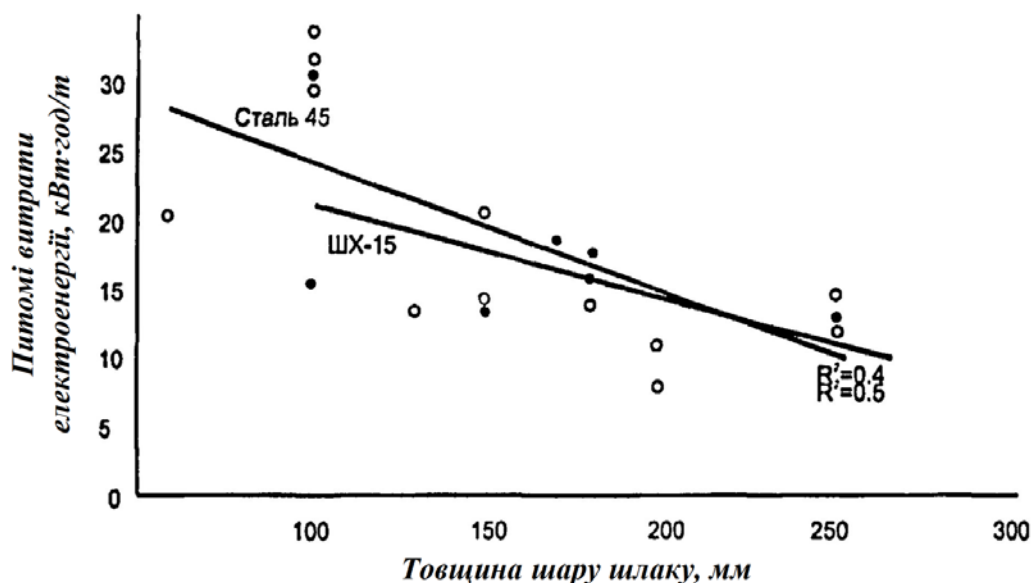


Рисунок 1 – Вплив товщини шару шлаку в ковші на питомі витрати електроенергії [1]

За даними [2], з досвіду роботи ВАТ «ММК» на ківшах з високим наливом сталі показав, що не завжди вдається забезпечити товщину шлакового покриву, що перевищує довжину дуги на третину.

Однак на думку авторів роботи [3], визначення оптимальної кількості шлаку проводиться дослідним шляхом і підбирається для кожної марки сталі, при цьому керуються тим, що товщина шару шлаку повинна бути на 25–30 % більше довжини дуги.

Темп (швидкість) нагрівання металу багато в чому обумовлений активною потужністю трансформатора. Експериментальним шляхом, авторами роботи [4], визначено що на регулювання швидкості нагрівання розплаву при позапічній обробці сталі на УКП впливає активна потужність трансформатора. На рисунку 2 зображено залежність змін швидкості нагрівання металу на УКП місткістю 320 т від активної потужності.

Проаналізувавши даний рисунок, можна зробити висновок, що у випадку підвищення потужності трансформатора підвищується швидкість нагрівання розплаву. Однак приріст температури металу може бути отриманий за різної питомої активної потужності і, отже, різної витрати електроенергії.

Так, в роботах авторів [5, 6], визначено приріст температури при нагріванні на різних ступенях, що дозволило оцінити коефіцієнт засвоєння електричної енергії розплавом. Чисельне дослідження режимів нагріву здійснювали для умов рівномірного продування ковшової ванни аргонном з інтенсивністю від 6 до 168 м³/год на ківш. Протягом 5 хвилин здійснюється нагрівання металу зі швидкістю 1,6–3,9 °C/хв від 6-го до 10-го ступеня трансформатора відповідно. Визначено, що різниця між максимальною та мінімальною температурою в шарах металу знижується від поверхні ванни до днища ковша, та змінюється залежно від досліджуваних режимів продування та нагріву, у поверхневому шарі від 12,8 до 55,1 °C, на половині висоти від 7,4 до 26,6 °C та від 5,0 до 15,5 °C у придонному шарі.

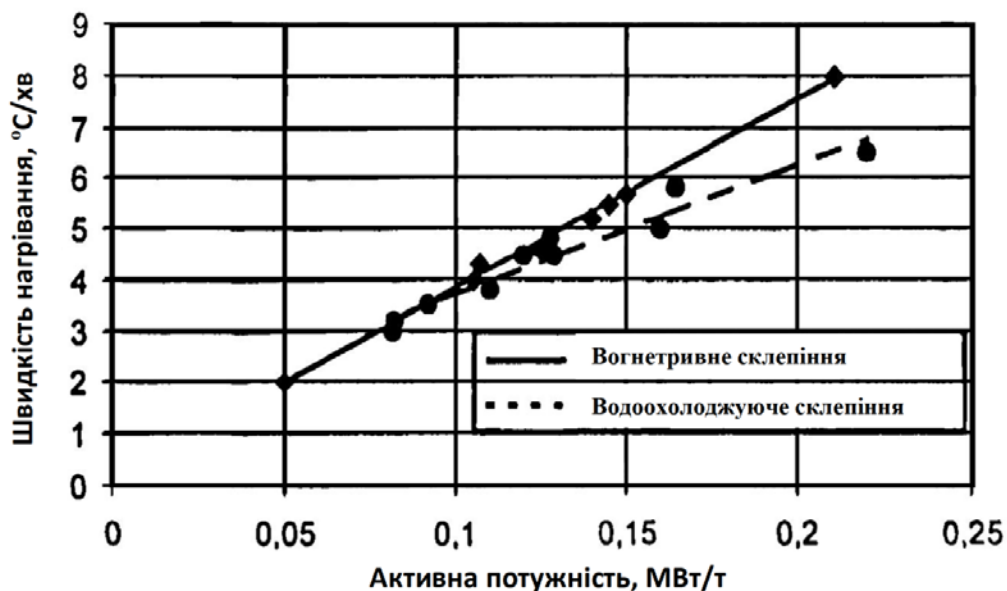


Рисунок 2 – Залежність змін швидкості нагрівання металу від активної потужності [4]

Відомо, що при рівних витратах електроенергії можливий різний приріст температури. Отже, темп нагрівання сталі характеризує лише швидкість підвищення температури, не враховуючи ефективність вкладання електроенергії. Тому для оцінки ефективності роботи агрегату необхідно крім темпу нагріву знати ККД нагріву або коефіцієнт використання енергії.

Список літератури

1. Харламов Д.А., Меркер Э.Э. Разработка алгоритма управления шлаковым режимом внепечной обработки стали // Энергосбережение и энергоэффективные технологии – 2004. Ч.2: Сб. докл. Всерос. науч.-техн. конференции. – Липецк, 2004. С. 238–241.
2. Смирнов М.А. Оптимізація технології десульфурації сталі на установці «ківш-піч» // Електрометалургія. - 2004. - № 1. - С. 20-28.
3. Особенности современного оборудования та технологій позапічної обробки сталі / В.П. Пиптюк, В.Ю. Болотов, І.А. Павлюченков, І.М. Логозинський // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії: Зб. наук. тр. - Дніпропетровськ: ІЧМ НАН України, 2005. - Вип. 11. - С. 67-79.
4. Дюдкін, Д.А. Деякі аспекти технології та конструкції агрегатів ківш-піч / Д.А. Дюдкін, С.Є. Гринберг // Електрометалургія. - 2005. - №8. - С. 25-28.

5. Моделювання теплового стану ковшової ванни установки ківш-піч потужністю 35 МВ-А / В.П. Пиптюк, С.Є. Самохвалов, В.Ф. Поляков, В.В. Моцний, С.М. Павлов, В.О. Кіндрашкін, Ю.П. Махлай // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії: Зб. наук. тр. - Дніпропетровськ.: ІЧМ НАН України, 2011. - Вип. 23. - С. 137-141.

6. Дані для чисельного дослідження теплового стану ковшової ванни великої місткості під час обробки розплаву на УКП / В.П. Пиптюк, В.Ф. Поляков, О.Б. Ковура, О.А. Травінчев, С.Н. Павлов, І.Л. Бузун, В.А. Кіндрашкін // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії: Зб. науков. тр. - Дніпропетровськ.: ІЧМ НАН України, 2009. - Вип. 19. - С. 152-159.

УДК 669.18

**Є. В. Синегін, К. Г. Нізяєв, О. М. Стоянов, В. О. Рубан, В. І. Мусійко, Р. Є. Остря-
нін**

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

МЕТОДИ ЗОВНІШНЬОЇ ДІЇ НА МЕТАЛ У ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНИЙ ПЕРІОД

Пульсаційна обробка має комплексний вплив на розплав, що кристалізується, і дозволяє отримувати заготовки з високою фізичною і хімічною однорідністю, та якісною поверхнею. Така обробка забезпечує захист струменя від вторинного окислення, імпульсне підведення сталі у кристалізатор, перемішування і додаткове охолодження рідкої фази заготовки.

Найбільшого поширення на сучасних сталеплавильних підприємствах в Україні і світі отримала технологія електромагнітного перемішування сталі у кристалізаторі або зоні вторинного охолодження МБРС. Окрім цього існує багато методів використання такої обробки, але всі вони мають дві особливості:

- вплив здійснюють впродовж усього часу тверднення заготовки;
- головна увага приділяється механічному впливу на рідкий розплав і фронт кристалізації.

Класифікація методів зовнішньої дії на метал у передкристалізаційний період та напрямки їх впливу зображена на рисунку 1.

У роботі [1] здійснено спробу встановити вплив магнітного поля на процес кристалізації металевого розплаву для визначення можливості його контролю. Для цього охолодження розплаву здійснювали безпосередньо у соленоїді.

Автор роботи [1] разом з колегами здійснював обробку електричним та електромагнітним полем рідкого розплаву перед його твердненням. Підґрунтям для цієї та інших подібних праць став підтверджений теоретично і експериментально ефект збудження електричного струму у провіднику при його русі у електростатичному полі. Суть цього явища полягає у тому, що рух провідника відносно електростатичного поля викликає безперервний послідовний перерозподіл вільних зарядів провідника, що призводить до утворення у останньому стійкого електричного струму. Густина індукційного струму прямо пропорційна швидкості відносного руху провідника і поля, і збільшується зі збільшенням напруженості цього поля.

Вплив електричного поля призводить до зменшення зони стовпчастих кристалів з $25 \div 30$ мм до $10 \div 15$ мм. Більш суттєві зміни відмічені при впливі на розплав електромагнітного поля. Зона стовпчастих кристалів зникає і структура складається з рівноосних кристалів (глобулів). Відмічено також, що тверднення злитків у електричному або електромагнітному полі відбувається швидше, скоріш за все через ефект об'ємної кристалізації.

У 80-х роках закордоном розвивалися способи засновані на кондуктивному принципі перемішування [2]. Сутність цього методу полягає у тому, що на заготовку впливають сталим магнітним полем, водночас пропускаючи через заготовку постійний електричний струм. Взаємодія магнітного поля і електричного струму створює у заготовці силове поле, яке викликає ефект перемішування.

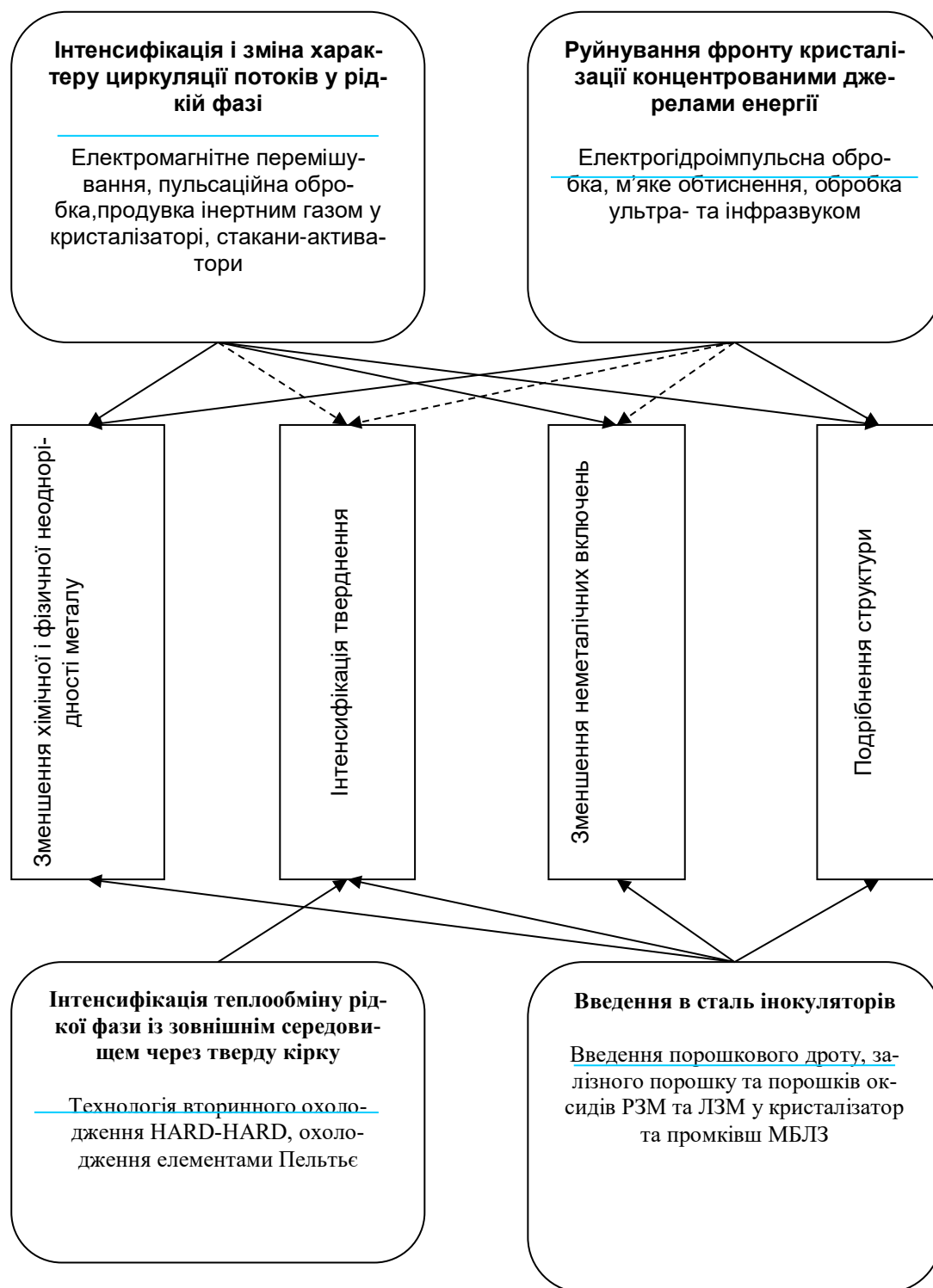


Рисунок 1. Класифікація методів зовнішньої дії на метал у передкристалізаційний період та напрямки їх впливу

Суттєвим недоліком систем електромагнітного перемішування сталі на МБРС є їх складність і висока витрата електроенергії.

Список літератури

1. Шкляр В.С., Дюдкин Д.А. // Процеси лиття НАН України.— 1993.— №4.— С. 48-52.
2. Mizukai H., Komatsu M., Kitagau T., Kawakami K. Effect of electromagnetic stirring at the final stage of solidification of continuous casting strand // Tetsu-to-Hagane.— 1984.— V.70.— №2.— P. 194-200

УДК 669.184.244

Є. М. Сігарьов, А. А. Похвалітий, М. Р. Руденко, Д. О. Гончар

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРИЧИН ВИХОДУ З ЛАДУ ЗВАРНИХ ШВІВ НАКОНЕЧНИКІВ КИСНЕВИХ ФУРМ

Наконечники кисневих фурм конвертерів працюють у жорстких умовах і виведення їх з експлуатації відбувається переважно внаслідок руйнування зварних швів. Метою дослідження є визначення факторів впливу та уточнення причин руйнування зварних швів між соплом Лаваля та зовнішньою обоймою наконечника кисневої фурми, визначення ступеня впливу зовнішнього ізолювання робочої поверхні наконечника шаром замороженого шлаку на умови їх охолодження. Згідно з результатами аналізу поточних умов експлуатації кисневих фурм в конвертерному цеху ПрАТ «Камет-Сталь» та вивчення мікроструктури зон утворення тріщин у зварних швах наконечників фурм встановлений ступінь впливу якості матеріалу для виготовлення наконечників, сопел Лаваля та зварювальних матеріалів на міцність зварного шву і стійкість конструкції.

Поверхня сопел Лаваля у внутрішньому робочому просторі наконечника охолоджується водою (згідно з ТІ 230-С320-21 «Виплавка конвертерної сталі» з витратою води 300-320 м³/год та забезпеченням швидкості > 5 м/с). Водночас, у зонах наконечника, віддалених від вхідного потоку води, може сформуватись складна течія із 3-4-х циркуляційних контурів зі зменшенням швидкості води до < 0,5 м/с. Як відомо (Дульнев Г.М. зі співавторами, 1990 р.), при зменшенні швидкості води < 1,5 м/с температура внутрішньої поверхні зовнішньої труби кисневої фурми у окремих зонах перевищує температуру насичення води (температура кипіння охолоджувальної води при тиску

останньої у системі 0,5-0,6 МПа складає $T_{\text{нас}} = 150-160$ °С). При досягненні $T_{\text{нас}}$ різко зменшується тепловий потік та величина коефіцієнту тепловіддачі до води, внаслідок чого доступ води до охолоджуваної поверхні ускладнений. Це призводить до виникнення «сухих» плям, які повністю виключені з теплообміну і є превалюючими місцями прогару наконечника.

Стінки сопел Лавалю, крім охолодження водою, охолоджуються і дуттьовим киснем, який на виході із сопла має температуру на рівні -110 °С, з часткою охолоджуючого ефекту 15-25 % від загального, що має значення так як густина теплових потоків до води від торця зовнішньої поверхні наконечника та потоку кисню на вихідних ділянках сопла складають за оцінками Суценко А.В. зі співаторами (2013 р.) 1,6-6,0 МВт/м² та 0,4-0,6 МВт/м² відповідно.

За результатами виконаних авторами доповіді високотемпературних досліджень [1, 2] в частині наконечника, що знаходиться поблизу реакційних зон з температурою 2500-2900 °С, навіть внутрішня поверхня наконечника, що омивається водою, по ходу конвертерної плавки може нагріватися до температур 160-170 °С, а зовнішня його поверхня – до 400-500 °С і вище (при нагріві до температури у 500 °С мідь втрачає міцність і пластичність). Вже при підвищенні температури міді понад 190 °С її міцність та пластичність знижується, що може стати причиною утворення тріщин у зварних швах.

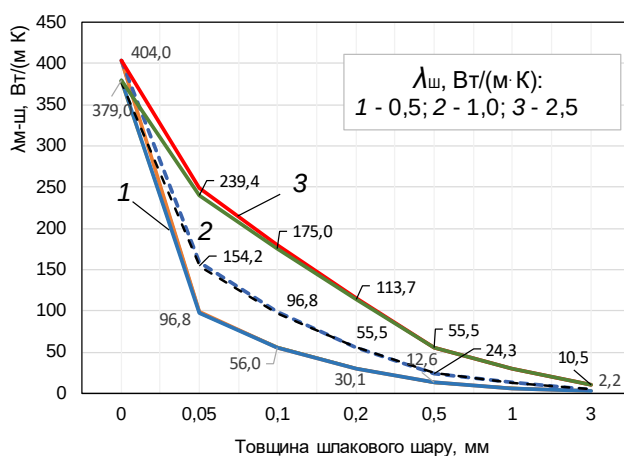
Згідно з результатами хімічного аналізу відібраних зразків склад зварювального дроту дослідних наконечників з тріщинами у зварних швах відповідав марці МНЖКТ (ДСТУ 16130-90), а сопел Лавалю та наконечника – М1 (ДСТУ 859:2003). Різниця за вмістом Си у матеріалах зварювального дроту та зовнішньої обойми наконечника і сопел складала 6,79 %. Зварювання мідних елементів з використанням марки дроту МНЖКТ призводить до надмірного легування зварного шву без забезпечення необхідної теплопровідності. Так, коефіцієнт теплопровідності зварного шва ($\lambda_{\text{зв}}$), отриманого методом аргано-дугового зварювання з присадним дротом МНЖКТ5-1 складає 181,78 Вт/(м·К), при цьому $\lambda_{\text{м}}$ матеріалу зовнішньої обойми наконечника з міді марки М1 – 394-420 Вт/(м·К) (за н.у.) [3]. При нагріванні міді до 600-1000 К теплопровідність, за різними даними, зменшується до 379-342 Вт/(м·К). Вочевидь, задля збільшення терміну служби швів зварних наконечників доцільним є максимальне зменшення градієнту температур між соплами, зварними швами та зовнішньою обоймою.

Механізм теплопередачі та ефективність охолодження сопел Лавалю водою змінюються у випадку наморожування шлаку та/або шлакометалевих настилів на повер-

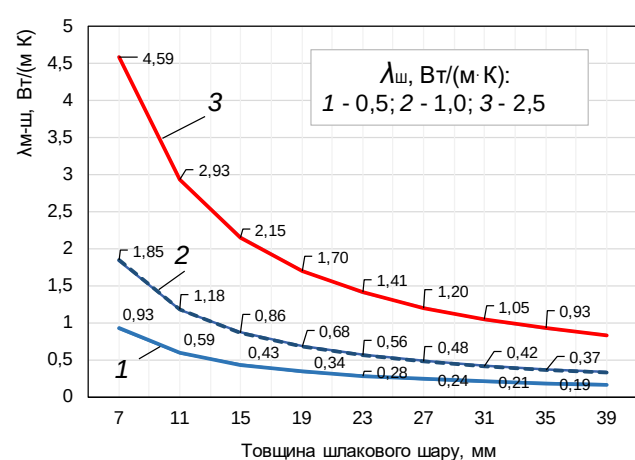
хню наконечника під час продування конвертерної ванни [4]. Наморожування на поверхню наконечника конвертерного шлаку або шлакометалевої настилі товщиною $\delta_{\text{ш}}$ від 3-х до 40-45 мм з теплопровідністю $\lambda_{\text{ш}} = 0,5-2,5$ Вт/(м·К) суттєво змінює коефіцієнт теплопровідності наконечника та збільшує опір теплопередачі до охолоджувальної води й потоку кисню.

Відповідно до виконаних розрахунків змін у теплопровідності утвореного шлакометалевого шару $\lambda_{\text{м-ш}}$ для зварних швів між обоймою наконечника та соплами Лавалля встановлено, що вже при наявності на поверхні наконечника 1 мм шару шлаку $\lambda_{\text{м-ш}}$ зменшується з 404 Вт/(м·К) до 8-36 Вт/(м·К) в залежності від $\lambda_{\text{ш}}$ (на 91-98 % відповідно). Теплопровідність зварного шву під шаром шлаку зменшується зі 182 Вт/(м·К) до 9-38/(м·К) (на 79-95 % відповідно) (рис. 1).

Визначили також вплив товщини намороженого на поверхню наконечника шару шлаку на зміну коефіцієнта конвективної тепловіддачі ($K_{\text{кн}}$) від наконечника й сопел до потоку охолоджувальної води та з боку кисневого потоку (для сопла Лавалля). Згідно з отриманими результатами, наморожування на поверхню наконечника шару конвертерного шлаку призводить до зменшення $K_{\text{кн}}$ (в залежності від теплопровідності шлаку 0,5 та 2,5 Вт/(м·К)) на 52-67 % (при 1 мм шлаку) та на 71-90 % при 20 мм шлаку відповідно. У свою чергу, наявність на поверхні зварного шву шару шлаку призводить до зменшення $K_{\text{кн}}$ (в залежності від теплопровідності шлаку) на 51-56 % (при 1 мм шлаку) та на 72-88 % при 20 мм шлаку на поверхні шву відповідно. Нелінійний характер збільшення опору тепловіддачі свідчить про доцільність удосконалення способів попередження наморожування шлаку на робочу поверхню наконечника.



а



б

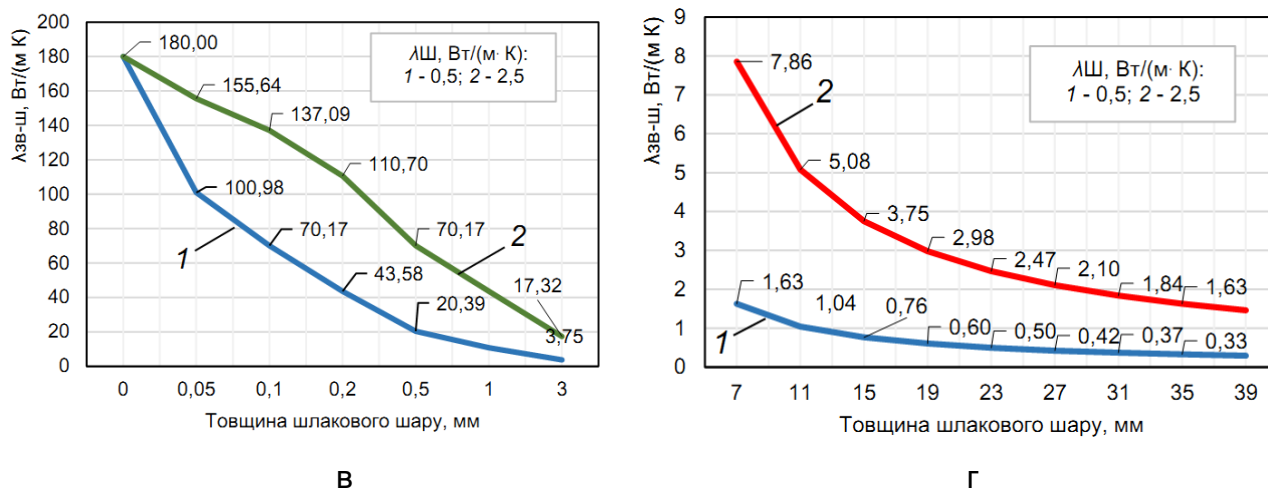


Рис. 1. Вплив товщини та величини коефіцієнту теплопровідності конвертерного шлаку на зміну $\lambda_{\text{м-ш}}$ зовнішньої обійми наконечника (а, б) та зварного шву (в, г). Товщина шару намороженого шлаку а - 0-3 мм; б – 7-39 мм

Необхідно відмітити, що після виведення з експлуатації (переважно з причини руйнування зварного шву) першої групи дослідних наконечників, марку зварювального дроту було змінено, і, в подальшому для виготовлення наконечників застосовували дріт марки CuSn1 (ISO 24373:2018) та дріт, що за х/с відповідає марці М1. При цьому стійкість зварних наконечників фурм збільшилась з 16-56 до 90-112 плавов у другому та до 180-245 плавов у третьому дослідних періодах відповідно.

Список літератури

1. Chernyatevich A.G., Molchanov L.S., Sigarev E.N. et. al. Specific Features of Blowing a Converter Bath with the Application of Modernized Two-Story Oxygen Lances. Steel in Translation. 2021. № 51. P. 538-547.
2. Похвалітий А.А., Сігарьов Є.М., Чубін К.І., Лобанов Ю.С., Якунін П.А. Особливості визначення конструкції наконечників кисневих фурм в нестаціонарних умовах конвертерної плавки з попереднім підігрівом металобрухту. Збірник наукових праць ДДТУ (технічні науки). 2021, вип.2 (39). С. 9-14.
3. Сварка и наплавка меди и сплавов на её основе. Составители: В.М. Илюшенко, В.П. Лукьяненко. К.: Международная ассоциация «Сварка». 2013. 396 с.
4. Сігарьов Є.М., Лобанов Ю.С., Похвалітий А.А. Дослідження впливу конструкції наконечника фурми на показники конвертерної плавки з попереднім підігрівом металобрухту // Збірник наукових праць ДДТУ (технічні науки). 2021, вип.1 (38). С. 3-10.

ОЦІНКА МОЖЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ОКАТИШІВ УКРАЇНСЬКИХ ГЗК У ТЕХНОЛОГІЯХ ПРЯМОГО ВІДНОВЛЕННЯ

На сучасному етапі розвитку світової промисловості способи виробництва перворідної шихти, що базуються на прямому отриманні заліза (DRI) належать до найбільш перспективних і динамічно зростаючих металургійних процесів.

Згідно з даними [1], у 2024 році світовий обсяг виробництва заліза прямого відновлення сягнув 125,57 млн. т., що склало приблизно 9 % від загальносвітового виробництва перворідної шихти. При цьому за останні 50 років світове виробництво губчастого заліза зросло в 48 разів, а в порівнянні з 2000 роком у 3,2 рази.

Таке інтенсивне зростання обсягів виробництва заліза прямого відновлення було обумовлено декількома факторами:

- розробка та впровадження технологій які дозволяють знизити ресурсо- та енергоємність перворідної шихти за рахунок відмови від використання металургійного коксу [2];
- зростання частки електрометалургійного виробництва у світовому виробництві сталі й, відповідно, збільшення потреби у чистій від домішок кольорових металів металошихті [3];
- суттєве посилення екологічних вимог до металургійних підприємств по кількості шкідливих викидів та парникових газів[4].

Серед діючих промислових установок провідне місце у світовому виробництві металізованої сировини займають шахтні процеси твердофазного відновлення, що базуються на використанні відновних газів. Загальна частка заліза прямого відновлення отриманого у агрегатах цього типу складає близько 70% [5]. Таке домінування зумовлено простотою конструкції цих установок, їхньою високою надійністю, а також низьким вмістом шкідливих домішок (S, P) у металізованій продукції, що пояснюється відсутністю прямого контакту окатишів з вугіллям.

Відновні гази, що використовуються в існуючих процесах прямого отримання заліза, найчастіше виробляють шляхом конверсії природного газу й у залежності від способу їх риформінгу можуть містити від 40 до 68% водню та від 13 до 36 % CO [2]. При

цьому, враховуючи активне впровадження у промисловість концепції вуглецевої нейтральності, все більшу увагу металурги приділяють процесу переходу твердофазного відновлення на використання 100 % водню [6,7].

Попри широке поширення процесів твердофазного відновлення заліза у світовій металургійній практиці, в українському металургійному секторі вони досі залишаються нереалізованими.

Подолання зазначеного технологічного відставання стане можливим лише після завершення повномасштабних бойових дій на території України. Водночас, з огляду на наявність на території України низки родовищ залізної руди, актуальним є питання оцінки перспектив використання для процесів твердофазного відновлення залізорудної сировини, виробленої на українських гірничо-збагачувальних комбінатах.

Хімічний склад окотишей виготовлених на деяких українських гірничо-збагачувальних комбінатах, згідно з даними [8], наведено у таблиці 1.

Таблиця 1. Хімічний склад окотишей

Гірничо-збагачувальний комбінат (ГЗК)	Хімічний склад, %										
	Fe	FeO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	Mn	S	P	K ₂ O	Осн. (В)
Полтавський (ОФ)	64,6	1,0	6,34	0,33	0,40	0,76		0,02	0,02	0,07	0,03
Північний	62,1	9,8	7,13	0,50	2,69	0,8	0,09	0,072	0,07	0,08	0,51
Центральний	63,8	3,4	4,75	0,44	2,90	0,7	0,08	0,92	0,09	0,08	0,50

Оцінювання придатності залізорудної сировини до використання в технологіях прямого відновлення доцільно виходячи з кількості газу який буде витрачено на відновлення 1 кг заліза у шахтній печі[1].

$$V_{\Gamma} = \frac{0,6}{CO \cdot \eta_{CO} + H_2 \cdot \eta_{H_2}} \cdot \left(\frac{Fe_2O_3^{III} + 0,741 \cdot FeO^{III}}{Fe_2O_3^{III} + 1,111 \cdot FeO^{III}} - 0,52 \cdot \frac{FeO^M}{Fe_{заг}^M} \right) \cdot Fe_{заг}^M$$

де $Fe_{заг}^M$ і FeO^M - вміст загального заліза і FeO в металізованому продукті, %;
 $0,52 \cdot \frac{FeO^M}{Fe_{заг}^M}$ - поправка на окислення металізованого продукту; $Fe_2O_3^{III}$, FeO^{III} - вміст Fe_2O_3 і FeO в шихті, %; CO, H_2 та η_{CO} , η_{H_2} - вміст монооксиду вуглецю і водню (у долях одиниці) в відновному газі і ступень їх використання.

Під час проведення аналізу, відповідно до даних джерела [2], було прийнято, що загальний вміст заліза та FeO у металізованому продукті становить відповідно

$Fe_{заг}^M = 90\%$ та $FeO^M = 4\%$. Відновлювальний газ містить 55 % водню та 25 % CO, а ступень їх використання варіюється в інтервалі $\eta_{CO} = 0,25 - 0,45$, а $\eta_{H_2} = 0,1 - 0,2$.

Розрахункові значення отриманні при розрахунках наведено у табл. 2

Таблиця 2. Питомі витрати відновлювального газу який містить 55 % H_2 та 25 % CO, m^3/kg .

Окотиши Полтавського ГЗК			
Ступень використання H_2	Ступень використання CO		
	0.25	0.35	0.45
0.1	4.47	3.69	3.14
0.15	3.62	3.09	2.69
0.2	3.05	2.66	2.36
Окотиши Північного ГЗК			
Ступень використання H_2	Ступень використання CO		
	0.25	0.35	0.45
0.1	4.30	3.55	3.02
0.15	3.49	2.97	2.59
0.2	2.93	2.56	2.27
Окотиши Центрального ГЗК			
Ступень використання H_2	Ступень використання CO		
	0.25	0.35	0.45
0.1	4.43	3.65	3.10
0.15	3.59	3.06	2.67
0.2	3.01	2.63	2.34

Найменша розрахункова втрата газу відновника спостерігається для окотисів виготовлених в умовах Північного ГЗК та складає $2,27 m^3/kg$. Такий результат зумовлений тим, що окотиши цього підприємства містять найменшу кількість Fe_2O_3 й відповідно за інших рівних умов потребують найменшу питому кількість відновника.

Список літератури

1. Глобальне виробництво чавуну у 2024 році скоротилось на 1,3% р./р.: веб-сайт. URL: <https://gmk.center/ua/news/globalne-virobnictvo-chavunu-u-2024-roci-skorotilos-na-1-3-r-r/> (дата звернення: 09.04.2025).
2. Іващенко В.П., Величко О.Г., Терещенко В.С. Безкоксова металургія. – Дніпропетровськ: РВА"Дніпро-VAL", 2002. – 338 с.

3. Singh R., Pandey B., Chatterjee A. *Metallics for Steelmaking: Production and Use* – Allied Publishers Pvt., 2001. – 756.
4. Шатоха В.І. Сталий розвиток чорної металургії. – Дніпропетровськ: «Дріант», 2015. - 184 с.
5. 2023 World Direct Reduction Statistics. веб-сайт. URL: <https://www.midrex.com/insight/world-dri-production-reaches-135-7-mt-in-2023/> (дата звернення: 10.04.2025).
6. Hydrogen-based steelmaking to begin in Hamburg URL: <https://corporate.arcelormittal.com/media/cases-studies/hydrogen-based-steelmaking-to-begin-in-hamburg> (дата звернення: 11.04.2025).
7. H₂ Green Steel is Now Stegra <https://www.midrex.com/tech-article/h2-green-steel-is-now-stegra/> (дата звернення: 11.04.2025).
8. Нестеров О.С., Хамхотько А.Ф., Белькова А.І., Скачко О.С. Актуалізація бази даних та моделей для прогнозування властивостей залізорудних матеріалів // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. 20012 № 26. С. 120 — 129.

УДК 669.26:094. 22:669.053

Д. О. Степаненко¹, С. В. Семірягін², О. М. Гришин¹, А. І. Белькова¹

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, Дніпро

²ДП «НПІ «ДНІПРОЕНЕРГОСТАЛЬ», Запоріжжя

ОЦІНКА ПЕРЕДУМОВ ВИДАЛЕННЯ ФОСФОРУ ПРИ ТВЕРДОФАЗНОМУ ВІДНОВЛЕННІ ЗАЛІЗА ТА ХРОМУ З КОМПЛЕКСНОЇ ШИХТИ

З моменту індустріалізації і по теперішній час, промисловість постійно генерує і накопичує значну кількість техногенних відходів. Промислові відходи викликають найбільше занепокоєння через два основні фактори: їх масштаби (відходи накопичуються у великих кількостях та обсягах) та, як правило, їх токсичність, що обумовлено вмістом шкідливих речовин. Проте, деякі види відходів представляють інтерес як джерело мінеральної сировини для заміщення мінеральних ресурсів природного походження, які потребують значних затрат на їх видобуток. Розробка методів комплексної безвідходної переробки техногенних утворень з отриманням цінних продуктів для потреб, зокрема металургійної галузі є актуальною проблемою. До проблемних техногенних утворень, які мають інтерес для чорної металургії, можна віднести червоний шлам, мідно-

нікелеві шлаки, шлаки виробництва феромарганцю, хромвмісні відходи (відходи збагачення хромітових руд, шлаки виробництва ферохрому, відходи шкіряного виробництва), а також некондиційні хромітові руди та ін. Переробка подібних матеріалів дозволяє розширити сировинну базу для чорної металургії та знизити екологічне навантаження на довкілля. Використання різних техногенних матеріалів у традиційних металургійних агрегатах (доменна піч, ДСП та ін.) утруднене, в першу чергу у зв'язку з вмістом у їх складі значної кількості шкідливих елементів, зокрема сірки, фосфору, цинку, лугів та ін., які негативно впливають на якість металу та стійкість футерівки металургійних агрегатів. Однак для технології твердофазного відновлення (ТВ) такі матеріали представляють інтерес, оскільки перебіг процесу проходить в області температур нижче за точку розм'якшення шихти, що сприяє не потраплянню шкідливих елементів у метал. Використання технології прямого відновлення є також важливим кроком до зниження викидів CO_2 . Сучасні дослідження показують, що водень є високоефективним відновником для технології твердофазного відновлення [1, 2]. Сучасні установки прямого отримання заліза можуть працювати на 100% водню як відновлювальний газ. У цьому випадку процес виготовлення заліза прямого відновлення (процес DRI) стає вуглецево-нейтральним, до чого прагне світова металургія.

Враховуючи переваги процесу ТВ, нами проводяться ґрунтовні дослідження особливостей термодинаміки даного процесу при відновленні заліза, хрому та видалення фосфору зі складу комплексної шихти, яка містить, зокрема, некондиційні хромітові руди вітчизняних родовищ (Побузьке родовище) та хромвмісну золу термічної обробки відходів шкіряного виробництва. Хімічний склад хромвмісних некондиційних руд не дозволяє застосовувати їх для виробництва стандартних марок ферохрому традиційними методами через низьке співвідношення $\text{Cr} : \text{Fe}$, рівного $\sim 1:1$, але дана сировина має потенціал, оскільки містить хром в середньому близько 25%. Наявне в складі вітчизняних хромітових руд залізо, в умовах твердофазного відновлення, є одним з основних джерел заліза у складі металізованого продукту. Основною цінністю відходів шкіряного виробництва є високий, порівняно навіть з кондиційними хромітовими рудами, вміст у їх складі Cr_2O_3 (більше 60 мас. %). Основною проблемою переробки відходів шкіряного виробництва традиційними методами є високий вміст в їх складі P_2O_5 , що утворюється при високотемпературному випалюванні органічної частки шкіри. З метою оцінки можливості видалення фосфору з комплексної шихти проведено попередній термодинамічний аналіз рівноважного фазового складу у системі

Cr-Fe-P, результати якого свідчать про те, що фосфор утворює стійкі сполуки виключно з залізом - Fe_3P та Fe_2P . В діапазоні температур 1070÷1900K стійкою є фаза Fe_3P (рис. 1).

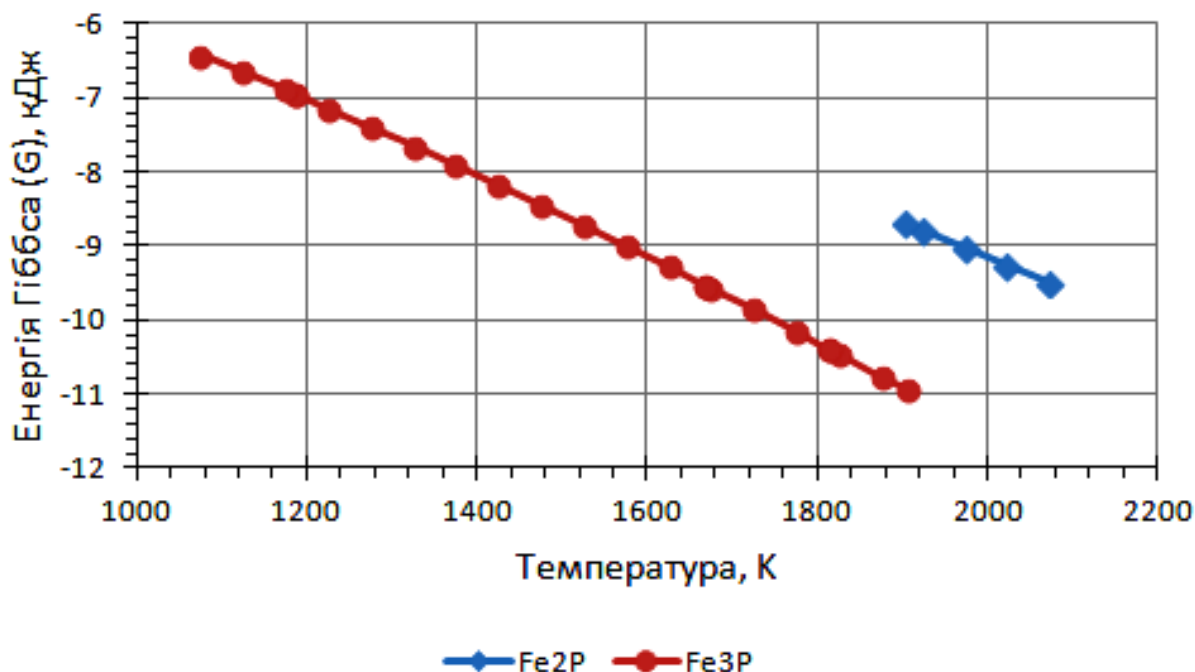


Рис. 1 – Зміна енергії Гіббса утворення Fe_3P та Fe_2P від температури у системі Cr-Fe-P

Наявний вміст заліза у комплексній шихті, що міститься в значній кількості у складі побузьких руд (близько 25%) сприятиме утворенню сполук з фосфором, переважно у вигляді Fe_3P при їх твердофазному відновленні. Видалення Fe_3P зі складу комплексної шихти сприятиме підвищенню її цінності і подальшій переробці, в тому числі традиційними методами, зокрема для виплавки ферохрому.

Список літератури

1. Теорія металургійних процесів / В.Б. Охотський, О.Л. Костюлов, В.К. Симонів та ін. – К.: ІЗМН, 1997. – 512 с.
2. Гришин О. М., Петренко В. О., Соколова Л. О. Фізико-хімічні закономірності комплексного відновлення хроміту заліза. Питання хімії та хімічної технології. 2022. № 1. С. 19–28. <http://dx.doi.org/10.32434/0321-4095-2022-140-1-19-28>.

О. М. Стоянов, Є. В. Синегін, К. Г. Нізяєв, В. О. Рубан, Т. А. Шашкін

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

РЕГУЛЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ РІДКОЇ СТАЛІ ПЕРЕД РОЗЛИВАННЯМ

Однією з найважливіших умов безперервного розливання сталі є підтримання необхідної температури сталі впродовж усього процесу. Для цього сталь перед розливанням нагрівають на установці «ківш-піч». Ідеальною тепловою умовою позапічної обробки сталі є підтримання постійної температури плавки в сталерозливному ковші (СК) від моменту закінчення випуску сталі зі сталеплавильного агрегату і аж до завершення розливання на МБРС [1]. У цьому випадку теплові втрати плавки в СК і проміжному ковші (ПК) дорівнюють нулю. Наближенням до такої ідеальної схеми є використання проміжних підігрівів сталі у СК та ПК. Водночас, чим більша кількість підігрівів, тим менші теплові втрати. Однак загальні витрати енергоресурсів визначаються не тільки величиною втрат енергії сталю, а й витратами на компенсацію цих теплових втрат. Ці витрати у випадку використання підігріву визначаються двома факторами: тепловим ККД агрегату, у якому здійснюється нагрів, та вартістю енергоресурсів, що використовуються для нагріву.

Для підвищення якості безперервнолитих заготовок і стабілізації температури сталі в ПК МБРС передовими металургійними фірмами були виконані дослідження за результатами яких були розроблені обладнання і технологія підігріву сталі в ПК впродовж безперервного розливання. Так у 1992 році в світі експлуатувалося 18 установок нагріву сталі в проміжному ковші (УНПК) [2].

На сьогодні відомі УНПК трьох типів: дугові, плазменно-дугові та індукційні. Основним недоліком дугових УНПК є науглецьовування сталі. Найбільшого поширення у світі отримав плазменно-дуговий і індукційний нагрів сталі у ПК.

Теплова ефективність дугового і плазменно-дугового нагріву сталі в ПК визначається швидкістю розливання, кількістю покривного шлаку, конфігурацією ковша і його склепіння довжиною і током дуги [2-3].

Плазменно-дуговий підігрів сталі в проміжному ковші дозволяє стабілізувати температуру з точністю до ± 4 °C і зменшити температуру металу у СК на $15\div 20$ °C. Водночас збільшується вихід придатного, покращується якість за неметалічними включеннями і осьовою ліквідацією.

Використання плазменно-дугового нагріву сталі на заводі фірми «Ньюкор стіл» у Норфолку дозволило знизити тривалість розливання у середньому на 4 хв, а частку холодних плавів з 3 до 1 %. Цей ефект дозволив фірмі у 1994 році повністю окупити витрати на будівництво установки плазменно-дугового нагріву сталі у ПК. Додаткова економія була також досягнута за рахунок зменшення витрати електродів і вогнетривких матеріалів [4].

У роботі [1] проведено аналіз ефективності нагріву сталі на різних етапах сталеплавильного виробництва: у СК (УКП), у ПК та у СК і ПК. При розрахунках прийнято, що тепловий ефект реакції окислення заліза у конвертері 3560 кДж/кг, а собівартість сталі складає \$150/т.

Максимальний ефект досягається при підігріві сталі 09Г2ФБ в СК і ПК за рахунок зменшення угару заліза на 7918 кг (ємність конвертера 350 т), тобто вихід рідкої сталі з конвертера зростає на 2,2 %. Економічний ефект за цієї технології досягає \$750 на плавку.

У порівнянні із дуговим і плазменно-дуговим нагрівом індукційні УНПК мають суттєві переваги, серед яких високий к.к.д. процесу і забезпечення високої чистоти металу [1,5]. Додатково досягається ефект перемішування розплаву, який сприяє гомогенізації розплаву. Однак подібні системи вимагають значного змінення форми ПК, що ускладнює їх застосування у діючих МБРС.

При використанні індукційних УНПК зменшення температури сталі в промковші впродовж розливання не перевищує 5 °С, порівняно із 10÷20 °С без індукційного нагріву. Потужність нагріву контролюється автоматично відповідно до заданої температури розливання шляхом виміру температури металу біля сталерозливних стаканів. Температуру сталі у промковші можна контролювати у межах ± 3 °С [6].

Список літератури

1. Энергосберегающая технология регулирования температуры жидкой стали / Я.Л. Кац, В.П. Кириленко, Ал.Г. Шалимов, Е.П. Шахпазов // Сталь.– 1997.– №9.– С. 24-29.
2. Нойшютс Д., Беббер Х.Й. // Чёрные металлы. Май 1993. С. 16-25.
3. Moor C., Healey C.P., Cowx P.M. // Steel Times International. 1989. V13. №2. P. 44-46.
4. Trontman J., Comacho D. // Iron and Steel Engineer. 1995. V73. №11. P. 39-44.

5. Ващенко К.И., Шумихин В.С. Плавка и выпечная обработка чугуна для отливок: Учеб. пособие. – К.: Вища школа, 1992.– 246 с.

6. Tundish Heating System for the Continuous Casting of Steel // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan.– 1986.– №8.– P.758.

УДК 669.18:622.365

О. М. Стоянов, В. О. Петренко, В. О. Рубан, Д. І. Терепенчук

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ВАПНО ДЛЯ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА

Основними показниками, що характеризують якість вапна, є флюсуюча і реакційна здатність, ступінь і однорідність випалу, вміст шкідливих домішок, стійкість в обпаленому стані.

Показники якості вапна тісно пов'язані з її фізико-хімічними властивостями: хімічним складом, величиною зерна, пористістю, внутрішньою питомою поверхнею, твердістю та ін. Кожен із показників відображає певну споживчу властивість вапна.

Реакційна здатність вапна характеризує її властивість швидко розчинятися у шлаку. У зв'язку з невеликим часом шлакоутворення у конвертері (5-8 хв) цей показник має важливе значення. На практиці реакційну здатність вапна характеризує якість випалу, під яким розуміють ступінь розвитку після випалювальних високотемпературних процесів спікання та рекристалізації зерен оксидів кальцію і магнію, що призводять до зменшення пористості та збільшення щільності вапна. При цьому відбувається зменшення питомої поверхні пор та їх питомого обсягу, а також збільшення крупності зерен вапна та підвищення її твердості. Вапно, в якому набули розвитку після випалювальні процеси, умовно названо твердообпаленим на відміну від м'якообпаленим, яке обпалене при помірних температурах (без процесів спікання та рекристалізації).

Твердообпалене вапно в порівнянні з м'якообпаленим є більш стійким в атмосфері, і його взаємодія з водою протікає повільніше. У зв'язку з цим час взаємодії вапна з водою прийнято як показник реакційної здатності.

М'якообпалене вапно характеризується малою щільністю, невеликим часом гасіння (не більше однієї хв), високорозвиненою пористістю. Пори є провідниками рідкої фази і забезпечують просочення та швидку асиміляцію вапна шлаком. Розвинена внутрішня поверхня м'якообпаленого вапна обумовлена наявністю розгалуженої мережі

пір малого радіусу. Реакційна здатність вапна залежить від атмосфери, в якій протікає випал. Для виготовлення високореакційного вапна з тонкозернистою структурою випал повинен проводитися при можливо меншому парціальному тиску вуглекислого газу. При парціальному тиску його менше 1,33 кПа рекристалізація оксиду кальцію протікає навіть за температури 700 °С.

М'якообпалене високореакційне вапно отримують переважно в печах, що обертаються, і печах киплячого шару, а також у прямоточно-протиточних шахтних печах, середньо обпалену - в основному в звичайних (протиструмових) шахтних печах, опалюваних газоподібним паливом, а твердообпалену - в шахтних. Реакційна здатність вапна, що дорівнює часу її гасіння водою, визначається за стандартною методикою. Вона залежить як від якості випалу, а й від наявності домішок у вапняках та її структури. Вапно з низьким вмістом домішок має при тому самому якості випалу більш високу реакційну здатність.

Високоосновний шлак у сталеплавильних агрегатах повинен забезпечити десульфурізацію та дефосфорацію металу. У цих процесах роль оксидів кальцію та магнію не однакова. Якщо флюсуючі властивості оксиду кальцію прийняти за одиницю, цей же показник для оксиду магнію коливатиметься у значних межах.

Очевидно, позитивний вплив оксиду магнію на здатність вапна проявляється через в'язкість шлаку, яка в зазначеному діапазоні концентрацій зменшується.

Оксид магнію щодо дефосфоруючої здатності також поступається оксиду кальцію. Однак на практиці при заміні оксиду кальцію на оксид магнію цей показник не залежить від масової частки оксиду магнію в шлаку, а отже, і в вапні.

Вміст вапна оксидів кальцію і магнію, а отже і флюсуюча здатність вапна, тісно пов'язані зі ступенем випалу, який визначає масову частку вуглекислих кальцію і магнію, що зазнали термічної дисоціації. Чим вище ступінь випалу вапна, тим нижче в ній залишковий вміст недопаленого вапна і нижче показник ВПП (втрати при прожарюванні).

Показник ВПП характеризує також і охолоджувальну здатність вапна, що особливо важливо для економії чавуну в конвертерному процесі з напруженим тепловим балансом.

Таким чином, встановлено, що якість вапна, визначена його флюсуючою та реакційною здатністю, ступенем і однорідністю випалу, вмістом шкідливих домішок та стійкістю в обпаленому стані, безпосередньо залежить від його фізико-хімічних властивостей. Найбільш значущим показником у швидкоплинних умовах сталеплавильного

виробництва є реакційна здатність, яка визначається якістю випалу і структурними характеристиками вапна. М'якообпалене вапно, що має розвинену пористість і високу питому поверхню, забезпечує кращу взаємодію зі шлаком, сприяючи ефективнішому протіканню десульфурації та дефосфорації металу. Оптимізація умов випалу та складу вапняків дозволяє отримувати вапно з високими флюсуючими властивостями, що є важливим чинником підвищення ефективності сталеплавильних процесів.

УДК 669.18

Д. І. Терепенчук¹, В. О. Кащенко¹, Д. С. Іванов¹, О. М. Стоянов²

¹ТОВ «М ТЕХНОЛОГІЯ», м. Харків

²Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

РОЗРАХУНОК ТА МОДЕЛЮВАННЯ РОЗПОДІЛУ ТЕМПЕРАТУР ПО ФУРМЕНОМУ ВОГНИЩУ В УМОВАХ ОДНОЧАСНОГО СПАЛЮВАННЯ ПВП ТА ПРИРОДНОГО ГАЗУ

Вдування в горн додаткового палива (ПВП, природній газ) знижує витрату коксу, що завантажується в доменну піч, що призводить до погіршення газопроникності шихти. В результаті відбувається перерозподіл потоків фурменого газу та збільшується ймовірність виникнення периферійного ходу. Внаслідок цього відбувається погіршення дренажної здатності горна і пов'язане з цим збільшення випадків зповзання гарнісажу в горн, що призводить до попадання бризок розплавленого чавуну та шлаку на поверхню фурм і є причиною виходу з ладу останніх.

В ході роботи по визначенню причин виходу з ладу фурм було виконано розрахунок та моделювання розподілу температур по фурменому вогнищу.

Основою даного розрахунку є чисельне моделювання процесів горіння, вдування ПУТ з урахуванням температури гарячого дуття та врахування охолодження фурменого пристрою. Чисельне моделювання виконувалось за допомогою програмних CFD комплексів шляхом кінцевих елементів.

Для моделювання процесів горіння була створена модель сектора доменної печі із зовнішнім контуром фурменого приладу (дивись рисунок 1).

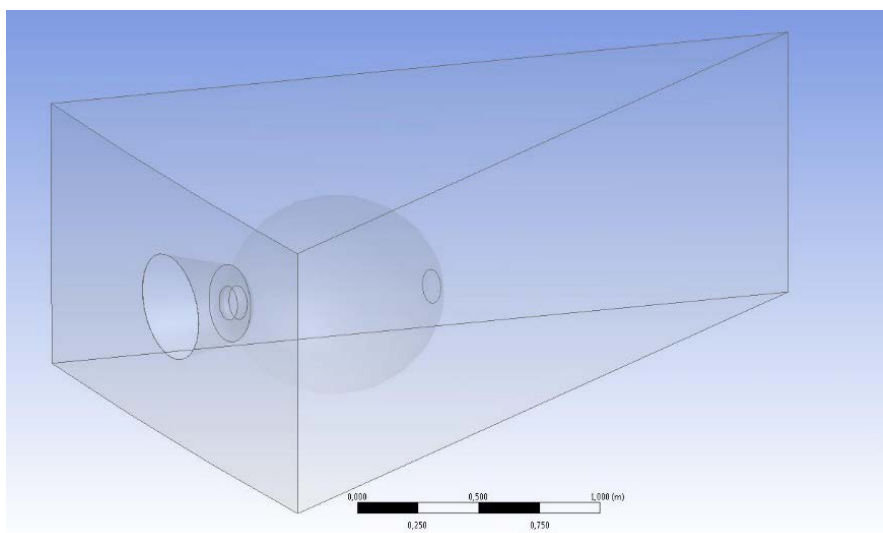


Рисунок 1. Геометрична модель фурменого вогнища

Фурмене вогнище сформовано штучно порожниною. Шар шихти навколо вогнища змодельований пористим середовищем для імітації опору газовому потоку і його гальмування.

Вплив фурмених вогнищ сусідніх приладів у розрахунку не враховується. Так як згідно з проведеними розрахунками, взаємний вплив сусідніх фурмених вогнищ не впливають на основне (максимальне) теплове навантаження, що припадає на фурменний пристрій (див. малюнок 2).

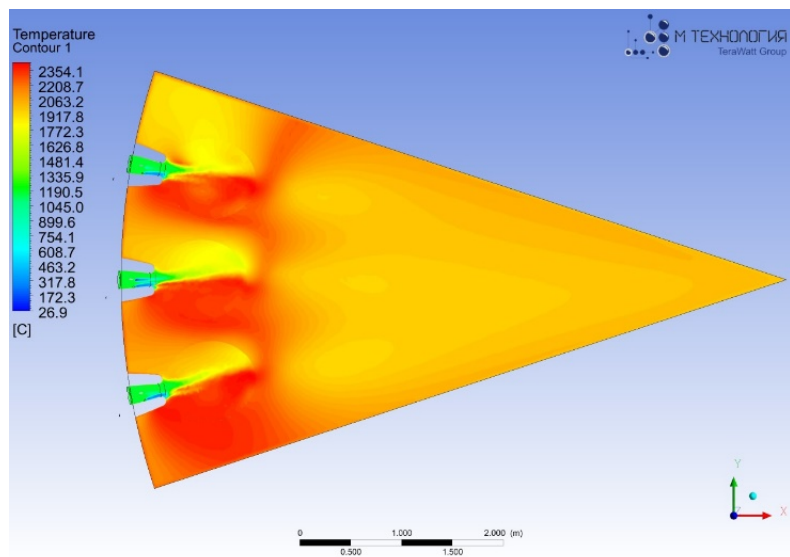


Рисунок 2. Розподіл температур в горизонтальній площині. Взаємний вплив фурмених вогнищ

Моделювання горіння засноване на моделі перенесення речовин та розрахунку реакцій їх окиснення. Природний газ у цьому розрахунку прийнятий зі 100 % метану. Горіння метану прийнято у вигляді одностадійної реакції. Моделювання горіння частинок пилувугільного палива проводиться методом розрахунку дискретної фази лагранжової постановки з розрахунком траєкторій частинок та їх взаємодією з потоком. Моделювання горіння летких проводиться у вигляді емпіричної хімічної формули окислення летких. Горіння коксового залишку обчислюється за допомогою моделі швидкості поверхневої реакції, обмеженої дифузії, яка передбачає, що поверхнева реакція протікає зі швидкістю, що визначається дифузією газоподібного окислювача на поверхню частинки.

Моделювання турбулентності здійснюється за допомогою стандартної k-ε моделі турбулентності.

Газоподібна фаза моделюється за рівняннями ідеального газу.

Радіаційний вплив обчислюється за допомогою моделі дискретних ординат.

Результати розрахунків наведено на малюнках 3-8 у вигляді градієнтів розподілу параметра на вертикальних та горизонтальних площинах, що проходять через центр моделі.

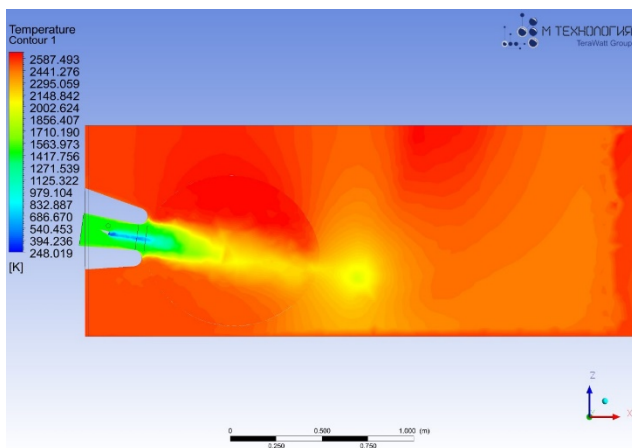


Рисунок 3. Розподіл температур у вертикальній площині

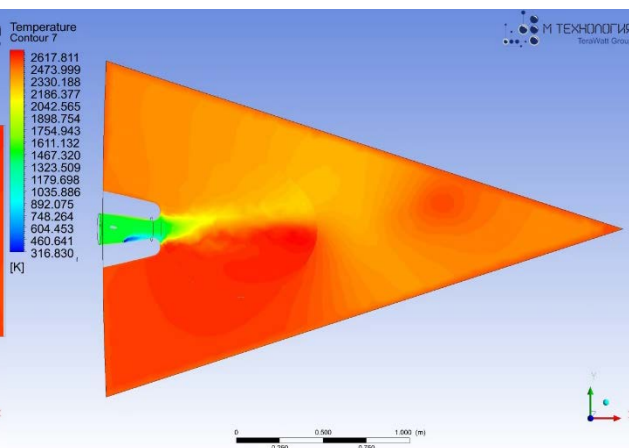


Рисунок 4. Розподіл температур в горизонтальній площині

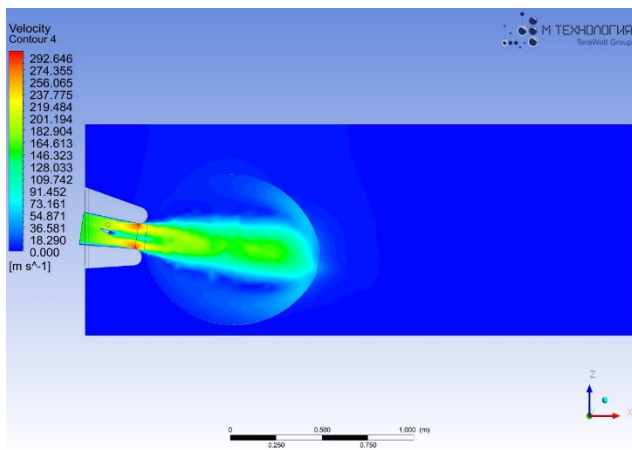


Рисунок 5. Розподіл швидкостей у вертикальній площині

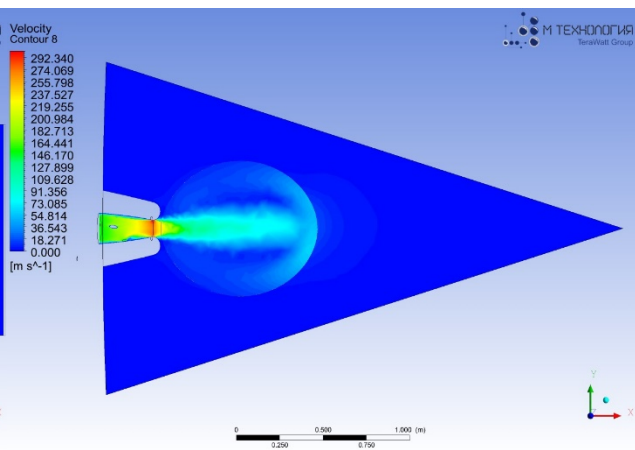


Рисунок 6. Розподіл швидкостей в горизонтальній площині

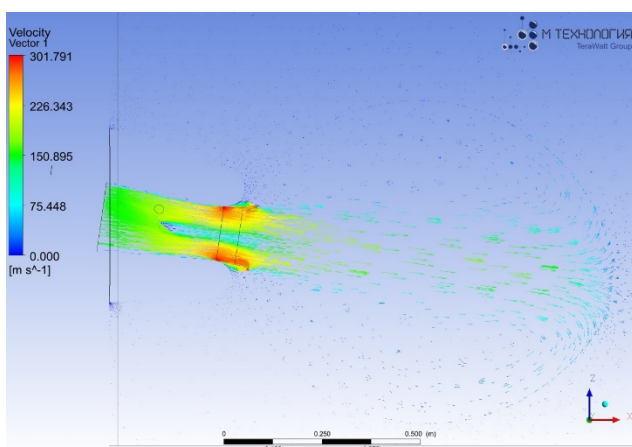


Рисунок 7. Вектори швидкості в фурмі і фурменому вогнищі

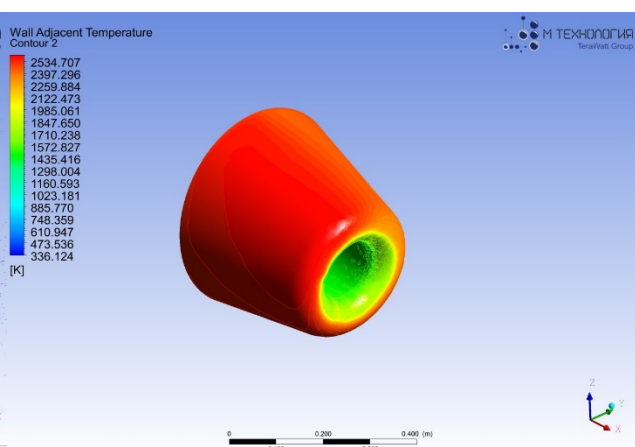


Рисунок 8. Температура пристіночного потоку газу

Як видно з результатів моделювання теплових процесів в фурменій зоні максимальна температура газу досягає значення в 2344,6 °C (2617,8 °K). Максимальна температура пристінного потоку газу, що обтікає зовнішню поверхню фурми в зоні висову фурми, становить 2261,6 °C (2534,7 °C). Як видно з малюнків 2-4 зона горіння газоподібного палива зміщується вправо (у напрямку руху дуття) через бічне розташування трубки підведення газу.

Список літератури:

1. Металургія чавуну: підручник для вузів / Г. Г. Єфименко, А. А. Гіммельфарб, В. Є. Левченко. - 2-ге вид., перераб. та дод. – Київ: Вища школа, 1974. – 488 с.

2. В.А. Чеченєв, д.т.н. Крупногабаритні модулі шахт, що охолоджуються, доменних печей (конструкція, технологія виготовлення і монтажу, стійкість кожухів). Дніпропетровськ: Барвікс, 2011р.
3. С.Т.Пліскановськи, В.В. Полтавець. Устаткування та експлуатація доменних печей. Дніпропетровськ «Пороги»
4. Петерс К.-Х., Ковальськи Ст. Досвід експлуатації доменних печей фірми А. Тіссен з різними системами охолодження та вогнетривкою футеровкою// Optimization of Blast Furnace Lining. Simposium, 1982. NO 10. P. 4.
5. Вроман Л. Збільшення кампанії доменних печей фірми Сідмар за рахунок удосконалення футерування та системи охолоджено HR// Optimization of blast Feunase Lining Life. Simposium, 1982. NO 10, P. 248.
6. Хайкок, Том Г. Досвід та перспективи експлуатації системи випарникового охолодження на заводі фірми "Стелко"/Iron and Steel, Engineer. 1980.
7. Гордьє До. та ін. Дванадцятирічний досвід роботи плитових холодильників системи ІОННЗор//Optimization of Blast Furnace Lining Life. SirAposium. 1982.

УДК 669-154:669.02/09.004.37

Д.М. Тогобицька, І.Р. Поворотня, В.П. Піптюк, С.В. Греков, О.В. Кукса

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАНУ, Дніпро

ВИБІР РАЦІОНАЛЬНОЇ ЛЕГУЮЧОЇ ДОБАВКИ ПРИ ДОВЕДЕННІ СТАЛІ НА УКП З УРАХУВАННЯМ МІКРОНЕОДНОРІДНОЇ БУДОВИ МЕТАЛЕВОГО РОЗПЛАВУ

Тенденції, що формуються у сучасній металургійній галузі створюють передумови для поглибленого вивчення процесів міжфазних взаємодій в розплавах, зокрема на стадіях позапічної обробки сталі, як важеля впливу на підвищення якості напівпродукту та раціонального використання потенціалу добавок. На користь цього свідчать акценти, які все частіше звучать на міжнародних кворумах про структуру та властивості розплавів – «науково-обґрунтоване використання максимально можливого термодинамічного потенціалу добавок – ключ до якісної сталі». Особливо гостро питання якості сталі постають для сьогодишнього вітчизняного виробництва, адже відчутна вимушена тимчасова втрата металургійних підприємств та місць видобутку рудної сировини, що забезпечувала у свій час безперервне постачання до відповідних переділів заводів. Непередбачувані зміни в українському виробництві наклали свій відбиток і на

зарубіжних виробників та металоспоживачів, адже значна частина якісної сталі виготовлялась на експорт, тому дефіцит якісного металу присутній і в закордонних осередках.

На сучасному етапі розвитку металургійної промисловості особливо помітний значний зріст затребуваності хромонікелевих сплавів, який викликаний поєднанням в них унікального комплексу фізико-хімічних властивостей – жаростійкості, жароміцності та високих експлуатаційних показників. Технологічний контроль температури рідкої сталі в сталеплавильному та ливарному виробництві являється нагальними питаннями сьогодення, оскільки кінетика реакцій, ступінь гетерогенності фізико-хімічної системи лімітуються температурою компонентів, що взаємодіють. Так, для успішного протікання реакцій між металом та шлаком, і направленої формування необхідних властивостей при виробництві високолегованих та спеціальних сталей і сплавів важливе значення мають температури ліквідус та солідус, які формують температурний режим плавки та розливки і у подальшому відповідають за закарбовування відповідної структури.

Залучення знань першоджерела, а саме будови металевих розплавів з обґрунтуванням виробу відповідної методики опису серед існуючих є запорукою одержання нових даних щодо ефективності використання легуючих добавок, розкриття особливостей їх розподілу, взаємодії, засвоєння та, як наслідок, одержання якісного металу. У якості ідейного ядра нами використана концепція спрямованого хімічного зв'язку [1], яка розглядає металургійні розплави, як хімічно єдині системи, а не просто механічні суміші складових та виражає їх зв'язки в інтегральних параметрах між'ядерної взаємодії: Z^Y – параметр зарядового стану системи, e ; d – середньостатистична між'ядерна відстань, 10^{-1}нм ; $\text{tg}\alpha$ – константа для кожного елемента, яка характеризує градієнт зміни радіусу іона при зміні його заряду; ρ_i – спрямована зарядова щільність, $e/\text{нм}$.

Ґрунтуючись на особливостях будови металевих розплавів висунуто гіпотезу про підхід до вибору ефективних легуючих добавок з урахуванням їх плавкості та мікронеоднорідності, що дозволить уникнути невиправданого перегріву металу та підвищити ступінь засвоєння добавки. На рис.1 на прикладі сталі марки 14X17H2 виходячи з температурного діапазону існування кластерів однокомпонентних металевих розплавів, як потенційних легуючих добавок, виділено область найбільш раціональних з огляду на їх застосування ($T_{\text{пл}} \text{сталі} \geq T_{\text{пл}} \text{добавки}$). З метою запобігання сегрегації кластерів у її розплаві та підвищення службових властивостей готової металопродукції, показано ефективність застосування поєднання у вигляді феросплавів або компле-

кських лігатур таких легуючих елементів, як бору, молібдену, ванадію та інших. Ефективність використання також підтверджена на ряді дослідно-промислових плавок сталі 14X17H2, мікролегованої бором 0,001 – 0,005%, і як результат свідчать про позитивну зміну мікроструктури сталі – збільшився вміст феритної фази, її розподіл став більш рівномірним, що забезпечило меншу кількість внутрішніх напруг та різних мікродфектів, що також підтверджується відсутністю браку у виробленій металопродукції, підвищенням корозійної стійкості внаслідок утворення скоринки на поверхні металу [2].

Аналіз електронної будови компонентів – добавок через призму концепції спрямованого хімічного зв'язку у поєднанні з уявленнями про кластерну мікронеоднорідність відкриває зовсім інший фізико-хімічний погляд щодо підбору добавок. Так дійсно, добавки обираються для конкретної сталі та під конкретний запит металоспоживача. Узагальнивши отримані залежності слід відзначити, що концентрувати увагу необхідно на підборі максимально близьких один до одного компонентів по температурі існування кластерів. Знання числових показників параметру зарядової щільності допомагає оперативно визначити раціональний вибір добавки.

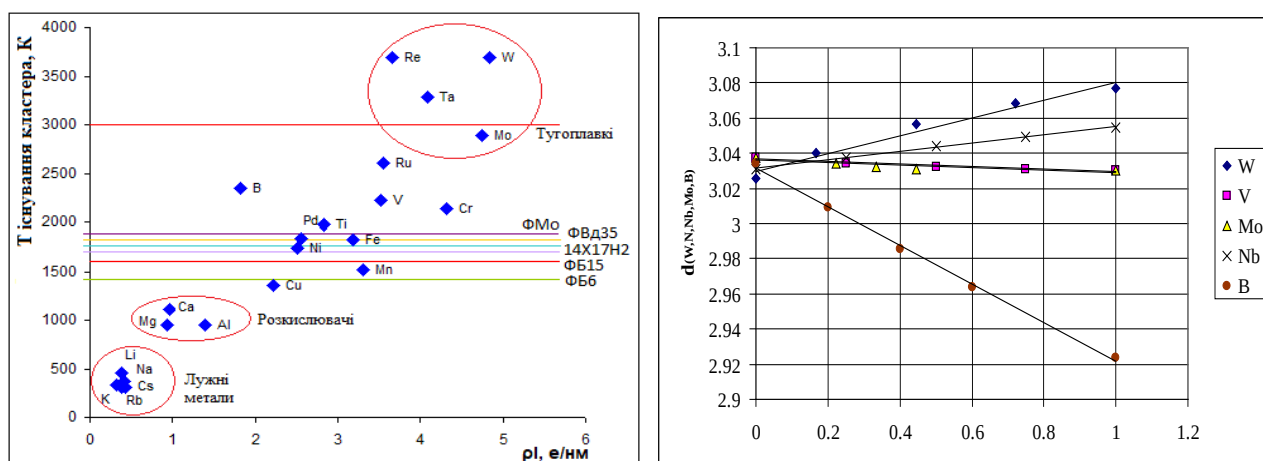


Рис. 1 – Залежність температури існування кластера однокомпонентних металевих розплавів від параметра спрямованої зарядової щільності (ρ_l) та вплив зміни елементів хімічного складу сталі 14X17H2 на параметр d

Параметри міжатомної взаємодії працюють з інформативної точки зору, як взаємодоповнюючі складові. А саме, зі збільшенням середньозваженої між'ядерної відстані буде зменшуватись спрямована зарядова щільність, зв'язки ослабнуть і зовнішній температурний фактор легше зруйнує з'єднувальні мости, що призводить до меншого часу плавлення добавки. У випадку, якщо середньозважена між'ядерна відстань буде зменшуватись, то зростатимуть числові значення спрямованої зарядової щільності, а

отже виникне необхідність збільшення температури, щоб досягти розплавлення добавки. Співвідношення знань про параметри p_l , d , температуру добавки з температурними даними конкретної марки сталі забезпечать підґрунтя для розробки комплексних показників впливу на якість сталі.

Таким чином, системний аналіз технології виробництва сталей та сплавів спеціального призначення з контролем якості металу сучасними методами, розробка і впровадження комп'ютерних систем технології отримання металопродукції, на основі сучасних методів фізико-хімічного моделювання розплавів та їх взаємодії у системі «метал-шлак» дозволять забезпечити теоретичну основу для підвищення ефективності виробництва сталей, науково обґрунтованого раціонального використання дорогих легуючих та мікролегуєчих добавок, що особливо необхідно за сучасних складних виробничих умов вітчизняного виробництва і у повоєнному відновленні.

Список літератури

1. Togobitska D. and Belkova A. New approach to evaluating the thermodynamic consistency of melts in the «Metal-Slag» system based on interatomic interaction parameters // Lithuanian Journal of Physics. Vol.64, No.1, pp.58-71 (2024). <https://doi.org/10.3952/physics.2024.64.1.6>
2. Тогобицька Д.М. Мікролегування сталі 14X17H2 бором в умовах ПАО «Дніпрспецсталь» / Д.М. Тогобицька, В.П. Піптюк, О.В.Кукса, О.С. Козачок, Ю.М. Ліхачов, І.М. Логозинський, Б.А. Левін, О.С. Сальников // Металургійна та гірничорудна промисловість. - 2016. - №1. – С.40-45.

**О.Ю. Худяков¹, Ю.С. Семенов¹, С.В. Ващенко¹, К.В. Баюл¹, М.М. Бойко²,
В.В. Горупаха¹, Н.В. Полякова²**

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАНУ (ІЧМ), Дніпро

²Дніпровський металургійний інститут Українського державного університету науки і технологій, Дніпро

ВДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДИКИ ОЦІНЮВАННЯ ОДНОРІДНОСТІ АГЛОМЕРАЦІЙНОЇ ШИХТИ

Технологічність агломераційного процесу та якісні показники готового агломерату значною мірою залежать від рівномірності розподілу в об'ємі залізорудного концентрату, який є основним шихтовим компонентом, таких матеріалів, як: паливо, флюси, руда, зворот. Адекватна ж оцінка ступеню однорідності шихти являється необхідною умовою ефективної організації процесу змішування аглошихти.

Найбільшою інформативністю характеризується оцінка однорідності, виконана на двох рівнях: в макро- та мікрмасштабі. Мікрнеоднорідність шихти описує рівномірність розподілу заданого показника (вологості, гранскладу) або компонента аглошихти (палива або флюсу) в об'ємі просторової елементарної комірки (10-30 см³), яка у мініатюрі відображає всю різноманітність фізико-хімічних властивостей шару, що спікається. Кількість разових проб, необхідних для розрахунку ступеню мікрнеоднорідності складає $n = 15-25$ шт. Макрнеоднорідність шихти дозволяє оцінити відмінності фізико-хімічних властивостей великих обсягів аглошихти масою в сотні кілограм. Для визначення ступеня макрнеоднорідності необхідно на ділянці стрічки, довжина якої приблизно вміщує вміст змішувального барабана, відібрати разові проби аглошихти в кількості > 6 шт; після чого отримані проби слід скоротити методом квартування.

Основна складність полягає в коректній статистичній обробці експериментальних даних. Наразі найбільшу розповсюдженість має методика В.І.Коротича, яка використовує для початкової оцінки однорідності шихти показник середнього абсолютного відхилення компонента $\Delta C_{абс}$:

$$\Delta C_{абс} = \frac{\sum |c_i - c_{ср.арифм.}|}{n}, \quad (1)$$

А узагальнена оцінка ступеня однорідності виконується з використанням безрозмірного коефіцієнта однорідності шихти $K_{o.ш.}$, який є відношенням середнього мінімального вмісту компонента в суміші до середнього максимального:

$$K_{o.ш.} = \frac{C_{ср.арифм.} - \Delta C_{абс.}}{C_{ср.арифм.} + \Delta C_{абс.}} \quad (2)$$

Аналіз вищеописаної методики свідчить, що фактично для характеристики чисельного ряду (сукупності експериментальних даних) опосередковано використовується слабоінформативна величина, а саме його розмах R , який в даному випадку відображує різницю між максимальним та мінімальним значенням показника або вмісту компонента в шихтовій суміші. Також до недоліку методики слід віднести використання середнього абсолютного відхилення $\Delta C_{абс.}$ замість середнього квадратичного σ . Варто зазначити, що σ є квадратним коренем з дисперсії ознаки σ^2 , яка, в свою чергу, являється практично загальноприйнятою мірою варіації і дуже часто використовується у вигляді суми квадратів відхилень SS в статистичному аналізі.

Враховуючи вищесказане, для підвищення достовірності статистичної обробки експериментальних даних, пропонується оцінювати макро- та мікрооднорідність агломераційної шихти як сукупність наступних показників:

- 1) коефіцієнта осциляції V_R :

$$V_R = \frac{R}{C_{ср.арифм.}} \quad (3)$$

- 2) середньоквадратичного відхилення σ :

$$\sigma = \sqrt{\sigma^2} = \sqrt{\frac{\sum (C_i - C_{ср.арифм.})^2}{n}} \quad (4)$$

- 3) коефіцієнту варіації V :

$$V = \frac{\sigma}{C_{ср.арифм.}} \quad (5)$$

- 4) середнього коефіцієнту однорідності $K_{ср}$:

$$K_{ср} = \frac{\sum |K_i - 1|}{n} \quad (6)$$

де K_i – коефіцієнт однорідності в разових пробах, вираховується за формулою:

$$K_i = \frac{C_i}{C_{ср.арифм.}} \quad (7)$$

де C_i - вміст компонента (значення показника) в разовій пробі.

Слід відмітити зручність інтерпретації наведених показників – за максимальної однорідності суміші кожен із них прагне до нуля. Нарешті, як засвідчив практичний досвід використання запропонованої методики, при порівняльному аналізі двох останніх показників (V та $K_{ср}$), доцільно використовувати уніфіковану шкалу значень:

< 5% - ідеальна однорідність суміші;

- 5 - 10% - висока однорідність суміші;
- 10 - 15% - недостатньо висока однорідність суміші;
- 15 - 30% - задовільна однорідність суміші;
- > 30 % - незадовільний ступінь однорідності суміші.

Список літератури

1. Lele N., Jianliang Zh., Yaozu W. Iron Ore Granulation for Sinter Production: Developments, Progress, and Challenges. *ISIJ International*. 2023, Vol. 63 Issue 4 pp. 601-612. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2022-460>
2. Fernández-González, D., Ruiz-Bustanza, I., Mochón, J., González-Gasca, C., & Verdeja, L. F. Iron Ore Sintering: Raw Materials and Granulation. *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*. 2016, №38(1), pp. 36–46. <https://doi.org/10.1080/08827508.2016.1244059>
3. Congcong Y., Deqing Zh., Jian P., Liming L. Granulation Effectiveness of Iron Ore Sinter Feeds: Effect of Ore Properties. *ISIJ International*. 2018, Vol. 58 Issue 8 pp. 1427-1436. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2018-141>

УДК 669.184

А.Г. Чернятевич, Є.М. Сігарьов, А.А. Похвалітий, Д.С. Кондрашенков, О.А. Чубіна

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ПІДІГРІВУ БРУХТУ В КОНВЕРТЕРІ

Сучасні завдання екологічнобезпечного розвитку металургії передбачають зниження енергоспоживання та CO₂-еквівалентних викидів, збільшення частки металобрухту в конвертерній плавці й мінімізацію утворення шкідливих викидів. Попередній підігрів брухту у киснево-конвертерному агрегаті уже довів свою ефективність у зменшенні споживання горючих матеріалів і газоутворення під час плавки.

Традиційне використання газового кускового вугілля спричиняє небезпечне спінювання шлаку через надмірне утворення CO/CO₂, порушує тепло- та масообмін у ванні та призводить до нерівномірного прогріву шихти. Упровадження пиловугільного

палива (ПВП) у поєднанні зі спеціальною паливно-кисневою фурмою відкриває можливості контролю процесу горіння, зменшення втрат тепла й зносу футеровки [1], що відповідає концепту екологобезпечного розвитку промисловості.

ПВП характеризується великою питомою теплотворною здатністю (до 25–30 МДж/кг), що зумовлено високою сумарною поверхнею дрібних частинок і значним вмістом летких C_mH_n . Процес горіння поділяється на стадії підігріву та підсушки, пірогенного розкладання з виділенням летучих, горіння летких компонентів та сумарне спалювання коксового залишку. В результаті формуються компактні високотемпературні факели із сильною світимістю, які забезпечують інтенсивний тепловий вплив на металобрухт без утворення локальних холодних чи перегрітих зон [2].

Газове кускове вугілля при допалюванні в конвертері генерує велику кількість CO/CO_2 , що накопичується у шлаку й викликає спінювання за рахунок утворення стабільних газових пухирців. Нестабільне шлакове середовище посилює турбулентність, ускладнює контроль температури та сприяє підвищеному зносу футеровки. Спалювання ПВП у кільцевій кисневій оболонці з централізованою подачею кисню мінімізує переривчасте виділення газів у шлакову фазу й стабілізує процес шлакоутворення.

Розроблена експериментальна фурма (рис. 1) складається з голівки з трьома соплами типу «труба в трубі»: внутрішні сопла подають ПВП у потоці інертного газу (азот або повітря) зі швидкістю 0,4–0,5 кг/хв, зовнішня кільцева щілина забезпечує незалежну подачу кисню у діапазоні 0,25–0,39 м³/хв.

Досліди здійснювалися за допомогою лабораторного конвертера масою 80 кг, виконаному в масштабі 1:18 до промислового агрегату 160 т і оснащеному знімною горловиною з оглядовим вікном і металошланговим рукавом для відведення газів (рис 2).

Перед початком нагріву футеровку розігрівали до 850–900 °С за допомогою коксу й компресорного повітря, фіксуючи температуру контактним пірометром «Смотрич-5ПО2». Після завантаження металобрухту в конвертер активували подачу ПВП та кисню через паливно-кислородну фурму.

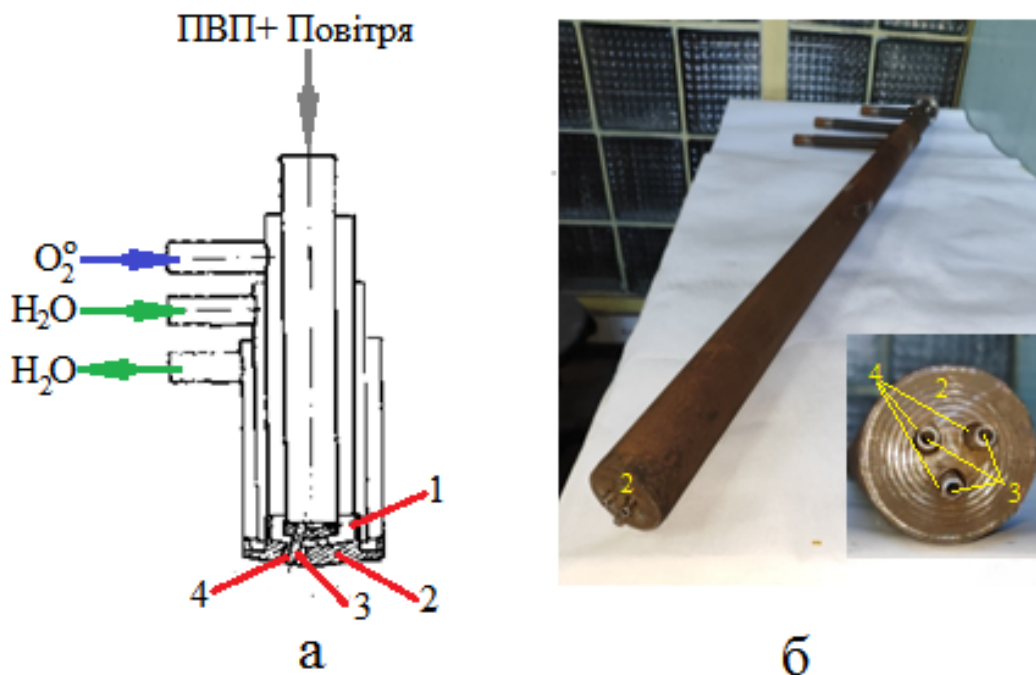


Рис. 1 - Схема (а) та вид (б) паливно-кисневої фурми: паливний розподільник; 2- головка; 3- паливні сопла; 4- кисневі сопла.

Температуру поверхні брукху й футеровки постійно відстежували пірометром, процес горіння й розподіл факелів — відеокамерою CASIO ES-FH25 (30–1000 к/с). Для виявлення оптимальних режимів проводили серії експериментів із питомою витратою кисню від 0,8 до 1,5 м³/кг ПВП.

В ході експерименту встановлено, що застосування ПВП скорочує час підвищення температури поверхні брукху до 850–870 °С з 5–6 хв до 2,5–3 хв (зниження майже на 50 %) при $Q_{\text{пит}} = 1\text{--}1,35$ м³/кг ПВП.

$Q_{\text{пит}}$ — це параметр, що позначає питому витрату кисню на одиницю маси пило-вугільного палива і розраховується як відношення об'ємного потоку кисню (м³/хв) до масового потоку ПВП (кг/хв). Він є ключовим показником для регулювання інтенсивності факела, температурного режиму та часу попереднього підігріву металевого брукху в конвертері.

На основі експериментальних досліджень [3] виявлено кореляцію між питомою витратою кисню та температурою факела, що відображено на рис. 3. Проведені розрахунки й аналітичні підстановки в досліджуваному діапазоні параметрів дали змогу отримати емпіричне рівняння, яке описує залежність температури факела від витрати кисню та пиловугільного палива.

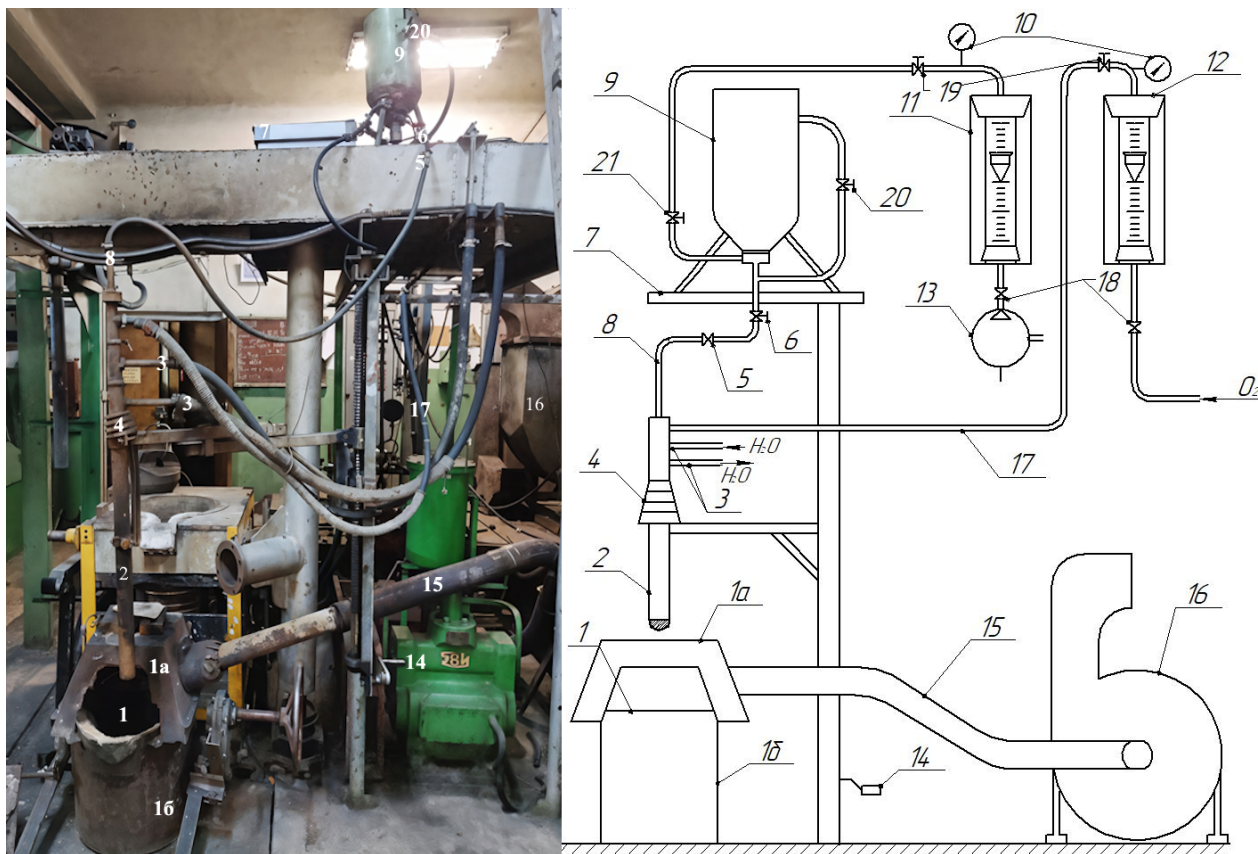


Рис. 2 – Схематичне та фактичне відображення установки для підігріву брухту за допомогою паливно-кисневої фурми: 1 – вузол для моделювання підігріву металобрухту в конвертері, що складається з кришки (1а) і ковша (1б) з вікнами: – для відбору проб та відеофіксації процесу підігріву брухту пиловугільним паливом; – для опускання фурми; – для відведення відхідних газів; 2 – паливно-киснева фурма; 3 – лінії підведення і відведення охолоджувальної води; 4 – вузол повороту фурми; 5, 18 – відсічні вентиля; 6, 19, 20, 21 – регулюючі вентиля; 7 – платформа, що обладнана електронними вагами; 8 – лінія для транспортування пиловугільного палива; 9 – шнековий ПВП-живильник; 10 – манометри; 11 – ротаметр для визначення витрат газу-повітря на аерацію та транспортування; 12 – ротаметр для визначення витрат кисню для підігрівання; 13 – компресор; 14 – механізм підймання та опускання фурми; 15 – металошланговий рукав до ексгаустера; 16 – ексгаустер; 17 – трубопровід для подачі кисню.

Ця залежність може бути використана для подальшої оптимізації теплових умов процесу попереднього підігріву брухту:

$$T_{\text{ф}} = 152,96Q_{\text{кис}}^2 + 267,82Q_{\text{кис}} + 656,61,$$

де $T_{\text{ф}}$ – температура факелу, °C; $Q_{\text{кис}}$ – питома витрата кисню, м³/кг ПВП.

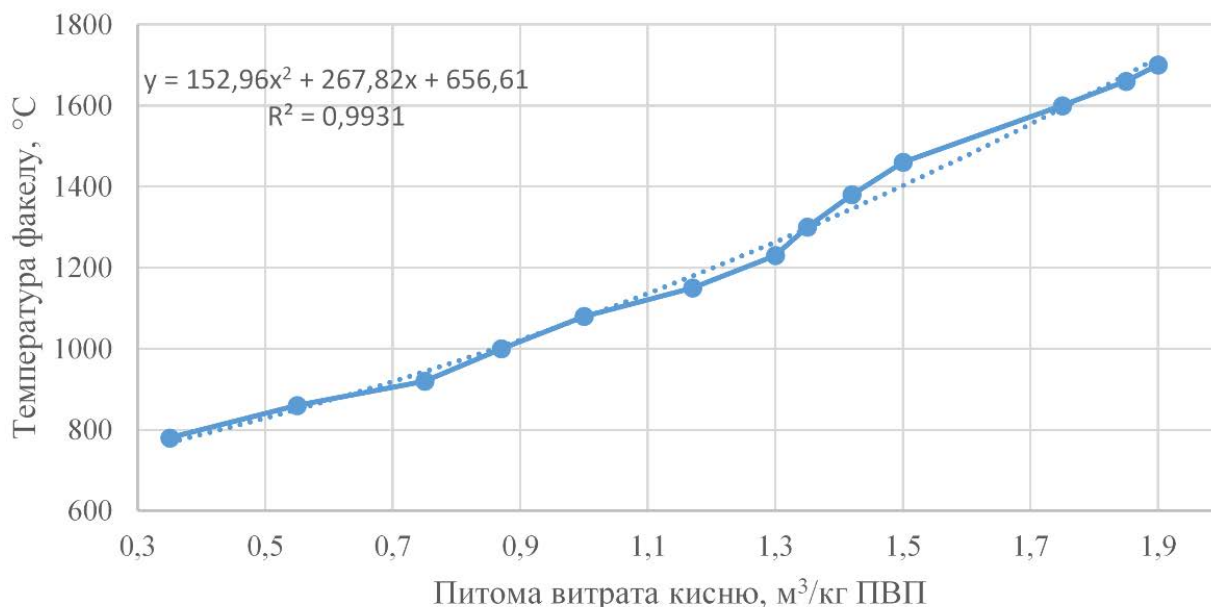


Рис. 3 – Вплив питомої витрати кисню на температуру факелу ПВП

Для впровадження технології на виробничому рівні необхідно провести додаткові дослідження та випробування в умовах підприємства, щоб точніше визначити параметри процесу, підвищити його продуктивність та гарантувати стабільність роботи в реальних умовах.

Список літератури

1. Nagumanov R., Protopopov E., Chernyatevich A. Modeling results for preheating of scrap by means of coal pieces in a converter. *Steel in Translation*, 2011. vol. 41. № 4. pp. 301-306.
2. Чернятевич А. Г., Сігарьов Є. М., Молчанов Л. С., Похвалітий А. А., Кондрашенков Д. С. Дослідження особливостей попереднього підігріву металобрухту у кисневому конвертері // Зб. наук. пр. Дніпров. держ. техн. ун-ту (техн. науки). — Кам'янське : ДДТУ, 2024. — С. 123–131.
3. Чернятевич А.Г., Похвалітий А.А., Сігарьов Є.М., Чубіна О.А., Кондрашенков Д.С. Використання пиловугільного палива для попереднього підігріву металобрухту / Збірник наукових праць ДДТУ (технічні науки). Кам'янське: ДДТУ. 2024. Тематичний. До 95 річчя кафедри металургії ДДТУ. С. 123-131.

УДОСКОНАЛЕННЯ МЕТОДИКИ ВИЗНАЧЕННЯ ОБ'ЄМУ І ПОВЕРХНІ ОСЕРЕДКУ ДЕФОРМАЦІЇ ПРИ ПРОКАТУВАННІ

Для покращення технологічних режимів прокатування металовиробів пропонується удосконалити методику розрахунку об'єму та поверхні осередку деформації, що утворюється при обтисненні через те, що існуюча методика має певну кількість допущень для спрощення розрахунків, що знижує їх точність. В роботі пропонується новий підхід до визначення параметрів прокатування штаб та листів, що дозволить виявити закономірності зміни деформормацийних і кінематичних чинників.

Під час прокатування утворюється об'єм осередку деформації (рис.1), від якого залежать витрати енергії на процес та якісні показники отриманих виробів.

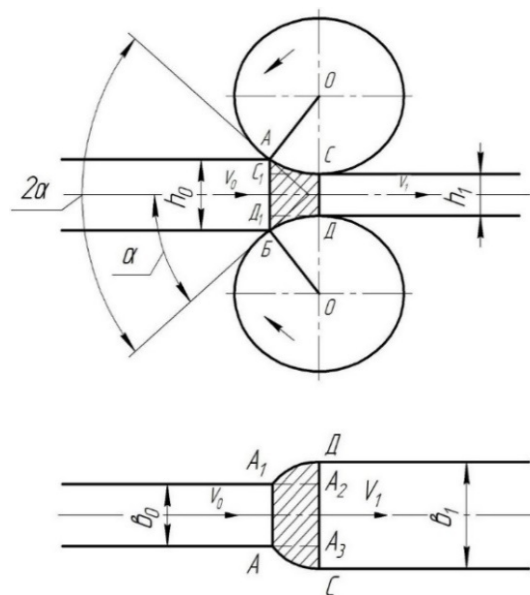


Рис. 1 - Схема до визначення його об'єму осередку деформації за середньої площею перерізів штаби і розкату та відстані між ними з відрахуванням площі двох сегментів: b_0, h_0 - відповідно ширина і висота розкату до обтиснення; b_1, h_1 – ширина та висота розкату після обтиснення; α – кут захоплення; R – радіус прокатних валків; V_1 – швидкість входу в осередок деформації; V_2 – швидкість виходу з осередку деформації; АСБГ – осередок деформації

Саме в цьому осередку відбуваються усі процеси перетворення матеріалу: зменшується площа поперечного перерізу розкату, змінюється його висота та ширина, відбувається подовження виробу. Такі процеси можливі завдяки тому, що здійснюється пластична деформація, за рахунок чого відбувається нагрівання матеріалу, змінюються розміри зерен та границі між ними, що впливає на структуру матеріалу.

Було визначено коефіцієнти та параметри осередку деформації, виявлено зміни, що відбуваються при обробці в цьому осередку, взаємний вплив показників на сам об'єм осередку деформації від якого залежать витрати енергії на процес прокатування. Це дало підстави удосконалити методику визначення об'єму і поверхні осередку деформації за рахунок дослідження відповідних параметрів та їх взаємодії. Проведені дослідження дозволили встановити нову залежність для визначення об'єму осередку деформації за середньої площею перерізів штаби b_0h_0 і розкату b_1h_1 та відстані між ними в напрямку прокатування та відрахування площі двох сегментів.

Ця залежність має вигляд:

$$V_{od}^1 = \frac{b_0h_0 + b_1h_1}{2} R \sin \frac{\alpha_y}{2} - 2F_{cer} \frac{b_0 + b_1}{2} = 0,5b_0h_0 R \sin \frac{\alpha_y}{2} \left[1 + \frac{b_1h_1}{b_0h_0} + \frac{R}{h_0} \left(1 + \frac{b_1}{b_0} \right) \left(1 - \frac{0,0174 \frac{\alpha_y}{2}}{\sin \frac{\alpha_y}{2}} \right) \right], \quad (1)$$

F_{cer} – сегменти, що утворюються прокатними валками

Було досліджено вплив вихідних параметрів на об'єм осередку деформації, що дозволило враховувати ці дані для розрахунку об'єму осередку деформації на основі вхідної заготовки.

$$V_{od}^2 = 0,5b_0h_0 R \sin \frac{\alpha_y}{2} \left[\frac{b_1}{b_0} \left(1 - \frac{h_1}{h_0} \right) - \frac{3h_1}{h_0} - 1 + \frac{2R}{h} \left(1 - \frac{0,0174 \frac{\alpha_y}{2}}{\sin \frac{\alpha_y}{2}} \right) \right]. \quad (2)$$

В подальшому було визначено вплив коефіцієнтів і параметрів на основі прокатаного розкату, що дозволило знайти оновлений вплив на об'єм осередку деформації. Знайдено нову залежність для визначення об'єму осередку деформації V^3 на основі прокатаного розкату.

$$V_{od}^3 = 0,5b_0h_0R\sin\frac{\alpha_y}{2}\left[2+\frac{2b_1R}{b_0h_0}\left(1-\frac{0,0174\frac{\alpha_y}{2}}{\sin\frac{\alpha_y}{2}}\right)\right] \quad (3)$$

Було проаналізовано об'єм металу, що зміщується під час прокатування. Це дозволило встановити нову залежність для визначення об'єму осередку деформації V_{od}^4 на основі параметрів вихідного розкату з відрахуванням сумарного об'єму зміщеного металу:

$$V_{od}^4 = 0,5b_0h_0R\sin\frac{\alpha_y}{2}\left[1+\frac{h_1}{h_0}+\frac{R}{h_0}\left(1-\frac{0,0174\frac{\alpha_y}{2}}{\sin\frac{\alpha_y}{2}}\right)\left(1+\frac{b_1}{b_0}\right)\right] \quad (4)$$

Проаналізувавши отримані формули, виявлено, що складові формули об'єму осередку деформації можна розділити на дві складові частини А+В. Це дозволило встановити, що складова В залишається постійною і дорівнює 2,1. Виконано перевірку адекватності наведених формул.

Використовуючи вище наведені залежності, визначено час перебування металу в осередку деформації за формулою:

$$\tau = \frac{V_{одср}}{v_0 F_0}, \quad (5)$$

де $V_{одср}$ - об'єм осередку деформації середній при повному режимі; v_0 - швидкість металу (м/с)

Швидкість утворення нової поверхні при прокатуванні:

$$v_{\Delta h} = \frac{\Delta F}{\tau}, \quad (6)$$

де ΔF – приріс нової поверхні.

Таким чином, було удосконалено методику визначення об'єму і поверхні осередку деформації за рахунок отримання нових залежностей впливу режимів обтиснення на осередок деформації, що дає можливість з більшої точністю виконувати розрахунки параметрів осередку деформації. Перевірка адекватності отриманих залежностей для визначення об'єму осередку деформації показала можливість похибки менше 1%, а відношення швидкостей металу на вході і виході осередку деформації менше 5%, що свідчить про достатню точність пропонуємих формул.

Список літератури

1. Васильєв Я.Д. Теорія поздовжньої прокатки / Я.Д. Васильєв, О.А. Мінаєв. – Підручник. – Донецьк: УНІТЕХ, 2009. – 488 с.
2. Технологія процесів прокатного виробництва: Навчальний посібник /Чубенко В.А., Хіноцька А.А. – Кривий Ріг: Видавець Чернявський Д.О., 2019 – 203 с.

УДК 669.14

В. А. Чубенко, Л. Н. Саїтгарєєв

Криворізький національний університет, Кривий Ріг

ДОСЛІДЖЕННЯ ВНУТРІШНЬОЇ БУДОВИ МЕТАЛУ ТА ЇЇ ПОВЕДИНКИ ПІД ЧАС ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Структура металів у твердому стані складається з зерен та границь між ними, від яких залежить якість внутрішнього шару матеріалу та його механічні властивості.

Досліджено внутрішню структуру металічного сплаву та її поведінку під час пластичної деформації. В результаті досліджень встановлено площу поверхні зерен, об'єм міжзернової поверхні, частку міжзернового аморфізованого об'єму, що дозволило виявити залежність геометричних параметрів внутрішньої структури сталі від розміру зерен (табл. 1). Запропоновано границю зерен вважати аморфною.

Таблиця 1 – Залежності геометричних параметрів внутрішньої структури сталі від розміру зерен

Бали зерна	Розмір зерна, м $\times 10^{-6}$	Площа поверхні зерен, $(\text{м}^2/\text{м}^3) \times 10^3$	Об'єм міжзернової поверхні $(\text{м}^3/\text{м}^3) \times 10^{-3}$			Частка міжзернового аморфізованого об'єму		
			0,8*	0,6	0,3	0,8	0,6	0,3
12	5,6	1077,03	430,8	323,1	161,5	43,1	32,3	16,2
10	11,2	538,545	215,4	161,55	80,8	21,1	16,2	8,1
8	22,4	269,3	107,7	80,8	40,4	10,8	8,1	4,0
6	45	135,84	54,3	40,4	20,3	5,4	4,1	2,0
4	90	68,04	27,2	20,4	10,2	2,7	2,0	1,0
2	125	34,41	13,7	10,3	5,1	1,4	1,0	0,5
1	250	24,0	9,6	7,2	3,6	1,0	0,7	0,36

0,8*; 0,6; 0,3 – товщина границь між зернами, м $\times 10^{-3}$.

Встановлено, що при будь якій товщині границі між зернами із збільшенням розміру зерна зменшується частка міжзереного аморфізованого шару, тому графік залежності функції представляє собою зворотну пропорційність, яка описується гіперболою за функцією $y = \frac{k}{x}$, де k – константа, яка залежить від товщини границь між зернами. З невеликою похибкою можна прийняти, що для товщини границь між зернами $0,8 \cdot 10^{-3}$ м $k = 249$; для $0,6$ $k = 180$; для $0,3$ $k = 90$, що свідчить, що при збільшенні товщини між зернової границі константа k збільшується.

Отже, тіло міжзернових границь можна уявити як суміш ближнього і дальнього порядків і ця суміш буде ближчою до рідин, коли спостерігається ближній порядок і наблизиться до кристалічних тіл, коли за об'ємом в об'ємі границі буде більше далекого порядку. Для підтвердження цього положення наводяться такі дані: в молібдені серед мало кутових розорієнтирів може бути відповідно перших – 65 % і 16 %; серед великокутових розорієнтирів – відповідно перших 33% і 22%.

Таким чином, як видно з вищевикладеного, управляти міцністю сталі можна шляхом регулювання розміру зерен і їхньої поверхні зрощення.

Виконано розрахунок аморфності:

$$A = \frac{V_{ze} \cdot 10^{-22}}{V_{mz} \cdot 10^{-18}} = \frac{3,6 \cdot 10^{-10} \cdot 3,14 \cdot 10^{-12} d_m^2}{0,5236 \cdot 10^{-18} d_m^3} = \frac{11,0304 \cdot 10^{-22} \cdot d_m}{0,5236 \cdot 10^{-18} \cdot d_m} = \frac{21,6 \cdot 10^{-4}}{d_m}, \quad (1)$$

де V_{ze} , V_{mz} , d_m – відповідно об'єм зернових границь, об'єм зерна та середній діаметр зерен; $3,6 \cdot 10^{-10}$ м – товщина границі зерна.

На рисунку 1 показано залежність аморфності сталі від величини зерна внутрішньої структури металу.

Визначено частку міжзереного аморфізованого об'єму, границю течії металу та його зміцнення в залежності від величини обтиснення при холодному прокатуванні використовуючи формулу: $\varepsilon = \sqrt[n]{\frac{K/d^{0,5}}{a}}$, де K – константа, що залежить від марки матеріалу, «коефіцієнт Холла-Петча»; d – розмір зерна; a , n – коефіцієнти, що враховують вплив хімічного складу прокатаного металу, визначається емпірично; для низьковуглецевої сталі $a=33,4$; $n=0,6$. Результати дослідження занесено в табл. 2, де показано зміцнення металу при обробці.

Таким чином, визначено закономірності впливу величини обтиснення на розміри зерен металевого сплаву, границі між ними та зміцнення металу. Показано, що величина зерна при збільшенні ступені деформації зменшується за гіперболічною

функцією n-го порядку, а частка міжзереного аморфізованого об'єму і зміцнення металу збільшується за показниковою функцією, що дозволяє управляти міцністю сталі шляхом регулювання розміру зерен і їхньої поверхні зрощення, змінюючи величину обтиснення.

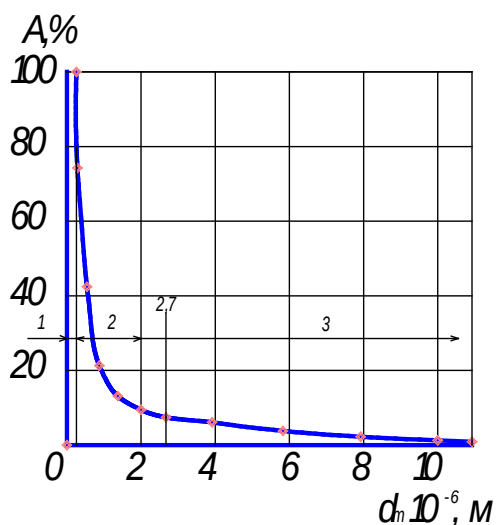


Рис. 1. Залежність аморфності сталі (A) від величини діаметра її зерен ($d_m \cdot 10^{-6}$): 1 – аморфна сталь нанокристалічна ($d_m < 0,216 \cdot 10^{-6}$ м); 2 – проміжні кристали ($2,7 > d_m > 0,216$) $\cdot 10^{-6}$ м; 3 – зерна розміром $d_m > 2,7 \cdot 10^{-6}$ і $d_m < 1 \cdot 10^{-6}$.

Таблиця 2 – Параметри внутрішньої будови сталі

ϵ , %	Розмір зерна, м $\times 10^{-6}$	Об'єм міжзереної поверхні, (м ³ /м ³) $\times 10^{-3}$	Частка міжзереного аморфізованого об'єму, %	σ_T , МПа	$\Delta\sigma_T$, МПа	Зміцнення, %
2,6	250	7,2	0,7	178,1	8,1	4,8
5,6	100	14,1	1,4	182,8	12,8	7,5
11,0	45	40,4	4,1	189,1	19,1	11,2
20,0	22,4	80,8	8,1	197,2	27,2	13,8
26,2	16	116,55	11,7	202	32	15,8
36,2	11,2	161,55	16,2	206,5	36,5	17,7
47,0	8	233,1	23,3	215	45	26,5

Список літератури

1. Чубенко В. А. Дослідження внутрішньої структури металу в процесах прокатування металовиробів / В. А. Чубенко, Т. П. Ярош, А. А. Хіноцька // Вісник Криворізького національного університету: зб. наук. праць. – Кривий Ріг, 2021. – Вип. 53. – С.

М. В. Ягольник, В. В. Бочка, К. В. Шмат, О. О. Ремесло, А. М. Круглов

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ХАРАКТЕРИСТИК ТВЕРДОГО ПАЛИВА НА ЯКІСТЬ ОКУСКОВАНОЇ ЗАЛІЗОРУДНОЇ СИРОВИНИ

Актуальною проблемою в умовах сьогодення є вдосконалення технології та покращення якісних характеристик залізорудних окатишів. У роботі розглянуто технологічні можливості використання різних видів твердого палива при виробництві окатишів. Питання окускування залізорудних матеріалів, що містять тверде паливо, яке має різні властивості та характеристики, в літературі розглянуті досить докладно [1-3], проте деякі аспекти з цього приводу потрібно вивчити докладніше. Характеристики твердого палива, наприклад вміст летких речовин мають визначальний вплив на продуктивність процесу обпалу окатишів та їх міцність. Для дослідження впливу характеристик твердого палива і технологічних параметрів термообробки окатишів на їх властивості був обраний, складений і реалізований в лабораторних умовах п'ятифакторний план експерименту.

Основним параметром оптимізації в даному дослідженні була міцність охолоджених обпалених окатишів. Для поліноміального опису процесу було обрано план Хартлі. У план включені такі чинники: вміст летких речовин у твердому паливі, крупність твердого палива, температура і тривалість випалу, основність окатишів. Нумерацію факторів обрали таку:

1. Вміст летких речовин у твердому паливі, % - X_1 ;
2. Крупність твердого палива (фракція палива), мкм – X_2 ;
3. Температура випалу окатишів у печі, °C - X_3 ;
4. Тривалість випалу, хв. - X_4 ;
5. Основність окатишів, од. - X_5 .

План експерименту визначав проведення 27 дослідів. Порядок проведення всіх 27 дослідів було визначено відповідно до принципу рандомізації.

Компоненти шихти дозували в заданих пропорціях і змішували вручну. Вологість шихти у процесі перемішування доводили до 8 %. Отримання окатишів здійснювали на тарілчастому грануляторі протягом 10 хвилин. Відбирали готові окатишів вузького

класу діаметром 12 мм, для зменшення впливу крупності на механічні властивості окатишів. Сирі окатиші попередньо сушили до постійної маси, при температурі 110 ± 5 °С, для запобігання руйнації окатишів при випаленні. Режим випалу окатишів був прийнятий з урахуванням плану експерименту. Окатиші витримували в силітовій електропечі при температурах 1150, 1200, 1250 °С – 10, 20 та 30 хв. в окисній атмосфері.

За отриманими експериментальними значеннями міцності обпалених окатишів було складено математичну модель.

Використовуючи розрахункові коефіцієнти для плану Хартлі (H_{a5}) обчислили коефіцієнти регресії полінома. Підставивши знайдені коефіцієнти регресії в формулу поліному

$$Y = B_0 + \sum_{i=1}^k B_i X_i + \sum_{i=1}^k B_{ii} X_i^2 + \sum_{i < j}^k B_{ij} X_i X_j + \dots \quad (1)$$

отримали поліном, що відображає залежність опору стиснення обпалених окатишів (y) моделі від перерахованих вище факторів (x_i):

$$\begin{aligned} Y = & 95,039528 - 10,707745x_1 - 0,03050244x_2 + 9,7302228x_3 - 7,4155932x_4 - \\ & - 19,561565x_5 + 10,496783x_1^2 - 19,953217x_2^2 - 8,0632166x_3^2 + \\ & + 7,336783x_4^2 + 11,92178x_5^2 - 5,07375x_1x_2 - 7,0925x_1x_3 - 3,255x_1x_4 + \\ & + 1,0725x_1x_5 + 18,10875x_2x_3 - 1,51x_2x_4 + 3,4425x_2x_5 + 1,82125x_3x_4 + \\ & + 10,28625x_3x_5 + 7,76125x_4x_5. \end{aligned} \quad (2)$$

Аналіз даних показує, що вміст летких речовин у твердому паливі значно впливає на міцність окатишів. Так при вмісті летких 1,5 % (при використанні коксика) спостерігається максимальна міцність - 116,2 кг/окат. При збільшенні вмісту летких в інтервалі 20-40 % міцність знижується до 94-95 кг/окат. Це можна пояснити збільшенням пористості готових окатишів.

Істотний вплив на міцність окатишів має крупність твердого палива. Для проведення експериментів було обрано 3 фракції твердого палива 0-40 мкм, 40-71 і 71-100 мкм. Дослідження показали, що оптимальною є фракція 40-71 мкм, при якій міцність окатишів залишала 95 кг/окатишів. Дана залежність може спостерігатися тільки для конкретних умов, проте визнаним є факт, що при виробництві окатишів тверде паливо потрібно подрібнювати до крупності менше 71 мкм. При цьому частинки палива швидко запалюються, а перерозподіл теплоти по висоті шару відбувається з меншою швидкістю.

Міцність окатишів залежить від температури і часу їх випалу. Тут також варто врахувати вплив пористості обпалених окатишів. Прийнято, що пористість формується при випаровуванні вологи з сирих окатишів, вигорянні частинок твердого палива та

видаленні з вапняку. Аналіз впливу температури випалу на міцність показує, що при температурі випалу 1150 °C маємо міцність 77,2 кг/окат., при 1200 °C – 95 кг/окат. та при 1250 °C – 96,7 кг/окат., відповідно.

Зворотна залежність спостерігається під час розгляду впливу часу випалювання на міцність. Мінімальному часу випалення 10 хв відповідає найбільша міцність 109,8 кг/окат. Це пояснюється тим, що при тривалому часі випалу 20 і 30 хв. відбувається майже повне вигорання вуглецю і дисоціація флюсуючих добавок, що збільшує пористість, зменшуючи міцність готового окатишу. Однією з найважливіших причин, що призводять до втрати залізорудними матеріалами міцності, є кристалохімічні перетворення.

Аналізуючи вплив основності на міцність окатишів варто враховувати, що оптимальна добавка вапняку залежить від рівноваги факторів: збільшення кількості розплаву сприяє зниженню пористості, а виділення газу збільшує пористість. Зі збільшенням основності інтенсивність ущільнення матеріалу відстає від інтенсивності утворення пор, тому що збільшується температура плавлення матеріалу [2]. Що відповідає результатам дослідження. Для неофлюсованих окатишів міцність знаходиться на рівні 126,5 кг/окат., знижуючись для основності 0,45 до 95,0 кг/окат. і для основності 0,8 до 87,4 кг/окат. відповідно.

Таким чином, у роботі показана можливість отримання окатишів з добавкою вугілля з різними характеристиками, як джерелом вуглецю. Аналіз експериментальних даних показав, що можливе використання вугілля з вмістом летких речовин до 40 %, як заміну коксика, при зниженні міцності окатишів в межах 20%. Найкращі показники міцності мають окатиші при використанні в шихті твердого палива крупності (40-71 мкм).

Список літератури

1. Чернега Д. Ф., Нещадим В. М., Кудь П. Д., Іванченко Д. В. Дослідження процесу спікання залізорудних котунів із підвищеним вмістом твердого палива. Наукові вісті НТУУ «КПІ» : науково-технічний журнал, 2013. 2(88). С. 124-128.

2. Бережний М.М., Мовчан В.П. Збагачення та окускування сировини. Дніпропетровськ. – Вежа, 2000. – 365 с.

3. Kieush, L., Boyko, M., Koveria, A., Yaholnyk, M., & Poliakova, N. Production of iron ore pellets by utilization of sunflower husks. Acta Metallurgica Slovaca, 2021. 27(4). P. 167-171.

В.Л. Мазур, О.В. Ноговіцин, С.І. Клименко, К.А. Сіренко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

prof.vlm@ukr.net

ПРІОРИТЕТНІ НАПРЯМИ І ЗАДАЧІ СТРАТЕГІЇ ПОВОЄННОГО ВІДНОВЛЕННЯ ПО- ТЕНЦІАЛУ ГІРНИЧО-МЕТАЛУРГІЙНОГО КОМПЛЕКСУ УКРАЇНИ

Порушена тема вкрай актуальна для України і вже зараз потребує детального опрацювання, оскільки невідкладно треба бути готовими до обговорення і вирішення поставлених запитань у практичному аспекті. У повоєнний період гострота багатьох актуальних сьогодні питань, пов'язаних з обороноздатністю держави, припиниться і гостро постане задача наповнення бюджету України. Проблема відновлення гірничо-металургійного комплексу (ГМК) України, який завжди був і буде донором бюджету, вийде на перший план.

При оцінюванні можливостей впливу діяльності гірничо-металургійного комплексу на економіку України у повоєнний період необхідно насамперед виходити із наступного [1].

Промисловий та експортний потенціали підприємств гірничо-металургійного комплексу (ГМК) України завжди були і є на сьогодні базовими елементами економіки держави. Металургія була основним донором бюджету, головним постачальником валюти в Україну. У 1993–1995 роках, коли ГМК України був у найбільш стабільному стані, виробництво сталі складало 52–55 млн т на рік і наша держава за цим показником займала 7-ме місце у світі. Обсяг споживання власної металопродукції дорівнював орієнтовно 6,5 млн т. Інша доля виробленої металопродукції експортувалася у ближнє і дальнє зарубіжжя. У цей період частка ГМК у валовому продукті України щорічно складала ~ 25 %, а доля надходжень валюти в державу ~ 41 %. У 2007 році, наприклад, частка ГМК у валовому внутрішньому продукті країни досягала 27 %, а у валютній виручці за 6 місяців 2008 р. – 48 %. Понад 40 % валюти надходило в державу від металургів щорічно і у попередні роки. З роботою ГМК мали прямий і зворотний зв'язок енергетика, машинобудування, вуглевидобування, будівництво, фінансова сфера тощо. Ці та багато інших галузей спиралися на металургійну промисловість і працювали на неї. Галузь забезпечувала близько 500 тис. робочих місць у найбільш густо-

населених регіонах України, значною мірою формувала її інвестиційний потенціал, науково-технічну перспективу. Підкреслюємо, що у той час металургійна промисловість України за обсягами виробництва посідала сьоме місце у світі і завдяки великим обсягам експорту та надходженню валюти в державу від продажу металопродукції на зовнішніх ринках забезпечувала стабільність курсу гривні. В подальші роки обсяги виробництва продукції ГМК поступово зменшувалися з різних причин.

Нині Україна, як і раніше, має у складі ГМК підприємства, які забезпечують повний цикл виробництва металопродукції. А саме, гірничорудні і металургійні комбінати, коксохімічні, метизні та потужні феросплавні заводи тощо. Але кількість таких підприємств кардинально зменшилася. Аналіз можливостей і дієздатності основних переділів металургійного циклу нині свідчить про зазначене вище.

Україна володіє значними покладами і потужностями щодо видобування залізорудної сировини у Криворізькому басейні. Це Північний, Південний, Інгулецький, Полтавський, Новокриворізький гірничозбагачувальні комбінати (ГЗК) та ще декілька залізорудних шахт. Названі ГЗК нині працюють, забезпечують внутрішню потребу українських металургійних комбінатів у залізорудній сировині і в суттєвих об'ємах її експортують. Потужність, наприклад, Північного ГЗК складає приблизно 14 млн т на рік залізної руди, та ~ 12 млн т катанців. Новокриворізький ГЗК спроможний виробляти ~ 10 млн т руди і повністю забезпечити залізорудною сировиною гірничо-металургійний комбінат АрселорМіттал, Кривий Ріг. Центральний ГЗК спроможний виробляти 8–9 млн т сировини щорічно. Потенціал Полтавського ГЗК дозволяє експортувати до 10 млн т залізорудної сировини на рік. У 2014 році проекоптував ~ 6,5 млн т. У цілому гірничо-збагачувальні комбінати Кривбасу експортують щорічно ~ 30 млн т залізорудної сировини. У 2024 році експорт залізорудної сировини склав ~ 33,7 млн т. При тому, що потенціал експорту Україною цієї продукції складає орієнтовно 60–70 млн т на рік.

Коксохімічне виробництво України має на даний час наступні потужності коксових батарей. На Запорізькому коксохімі – 3 батареї; Криворізькому – 4; Дніпропетровському – 4; на Каменському (Баглійському за назвою раніше) – 3. Виробництво коксу в Україні нині складає орієнтовно 3 млн т на рік.

Сумарна потужність коксових батарей в Україні нині дозволяє виплавляти у доменних печах ~ 8 млн т чавуну, сталі – до 10 млн т.

Для виробництва коксу раніше використовували українське вугілля, а також завозили вугілля із Казахстану (на АрселорМіттал), Польщі, Румунії. В останній час про-

блема забезпечення коксівним вугіллям українських коксохімічних заводів ускладнилася. Але шляхи вирішення цієї проблеми є і вони мають бути реалізованими на практиці перш за все завдяки внутрішнім резервам.

Феросплавне виробництво. Україна має значні родовища марганцю в Дніпропетровській області. Видобуток марганцевої руди здійснюється на Покровському (Орджонікідзевському – стара назва) і Марганецькому комбінатах. В складі ГМК України працюють два потужних феросплавних заводи: Нікопольський і Запорізький. Раніше було більше. Підкреслимо, що **Нікопольський феросплавний завод за потенційною потужністю є другим у світі**. Його потужність складає до 1 млн т феросплавів на рік. Приблизно 80 тис. т на місяць. Зараз цей завод виробляє близько 10 тис. т на місяць. Незважаючи на складну ситуацію у Нікопольському районі, усі 16 електроплавильних печей на Нікопольському феросплавному заводі знаходяться у робочому стані. Запорізький феросплавний завод також працює. Але на 10–15 % від своєї потужності. У цілому в Україні є реальні можливості наростити обсяги виробництва для забезпечення внутрішнього попиту і експорту феромарганцю у повоєнний час.

Металургійне виробництво України нині складається з Криворізького гірничо-металургійного комбінату (АрселорМіттал), металургійного заводу у Каменському, заводу «Дніпроспецсталь» у Запоріжжі, комбінату «Запоріжсталь», Дніпропетровського металургійного заводу, заводу «Інтерпайп Сталь» у Дніпрі. Найбільшим є Криворізький гірничо-металургійний комбінат АрселорМіттал. Його номінальна потужність дорівнює приблизно 7,0–7,2 млн т металопродукції (арматури, катанки). Потужність ПРАТ «КАМЕТ-СТАЛЬ» ~ 3 млн т на рік; Дніпропетровського заводу ~ 1 млн т; «Інтерпайп Сталь» ~ 0,7 млн т; «Дніпроспецсталі» ~ 0,5 млн т; Запоріжсталі – (3,0–3,5) млн т на рік. Названі металургійні заводи і комбінати нині працюють не на повну потужність зі зрозумілих причин. Але Україна має можливості збільшити обсяги виробництва та розширити асортимент металургійної продукції у повоєнний час.

Реально можна очікувати, що у повоєнний час потреба України у металопродукції буде складати від 7,0 до 10,0 млн т на рік. Значно зросте, зокрема, потреба будівельної галузі України у арматурі, балках, швелерах тощо. Тобто у металі, призначеному для будівництва. Очікується зростання попиту в арматурі до 1,7 млн т на рік. У 2024 році внутрішнє споживання металопродукату дорівнювало орієнтовно 3,5 млн т.

Враховуючи все вищевикладене, вже зараз необхідно оцінити фізичний стан обладнання і виконати поглиблений техніко-економічний аналіз можливостей гірничо-ме-

талургійного комплексу України на перспективу з обґрунтуванням різних варіантів припустимого розвитку ГМК для забезпечення у повоєнний період як внутрішньої потреби економіки держави, так і максимального збільшення експорту металопродукції.

Одним із основних завдань у стратегії відновлення гірничо-металургійного комплексу України у повоєнний час є визначення концепції його розвитку на довгострокову перспективу. Зважаючи на вищевикладене, зрозуміло, що внаслідок наявності на металокombінатах України значної кількості доменних печей ці агрегати будуть визначати напрями і першочергові заходи щодо відновлення чорної металургії України у повоєнний період. Традиційним технологічним маршрутом виробництва сталі залишиться доменна піч-конвертер [2]. Має посилити свої позиції за обсягами виробництва електро-виплавлення чавуну і сталі із металобрухту.

Відповідальні задачі щодо забезпечення металовиробами інфраструктури України при її відбудові будуть покладені на ливарне виробництво, яке спроможне відносно швидко збільшити обсяги виробництва [3]. Ливарне виробництво, яке є по суті підгалуззю гірничо-металургійного комплексу України, потребує особливої уваги при вирішенні проблеми, що розглядається. Слід зазначити, що на початку 90-х років минулого століття загальна кількість ливарних підприємств різної потужності в Україні дорівнювала приблизно 1500 одиниць, які виробляли приблизно 6,5 млн тонн литва на рік. У 2002–2003 роках обсяги виробництва ливарної продукції скоротилися до ~ 3,0 млн тонн продукції на рік. З початком війни у 2014–2015 роках до 500–600 тисяч тонн. Зараз обсяг виробництва литва в Україні за різними оцінками складає близько 350 тис. тонн на рік.

Результати виконаних розрахунків засвідчили, що у повоєнний період потреба України у литві буде складати орієнтовно до 1 млн тонн на рік. Потужності діючих і тимчасово зупинених ливарних підприємств нині не перевищують 1,0–1,2 млн тонн литва на рік. Але гнучкість цієї підгалузі гірничо-металургійного комплексу України дозволяє у повоєнний час порівняно швидко збільшити обсяги виробництва ливарної продукції до 2,8–3,0 млн тонн на рік. Можливості реалізації зазначеного потенціалу ливарної промисловості України забезпечуються окрім усього іншого наявністю достатньої кількості металобрухту в державі.

Важливо підкреслити, що відродження потенціалу гірничо-металургійного комплексу України у повоєнний період має передбачити не тільки відновлення і модернізацію потужностей зазначених вище промислових об'єктів, а й будівництво нових сучасних металургійних підприємств для виробництва металопродукції, яка нині в Україні не виробляється або її в державі не вистачає. При вирішенні цієї задачі необхідно

визначити економічну доцільність посилення ГМК України новими металургійними потужностями, яких бракує в нашій державі. Зокрема доцільним виглядає будівництво ливарно-прокатного модуля потужністю ~ 1 млн т для виробництва високоякісної тонкоштабової гарячекатаної сталі, наприклад на металургійному заводі у Дніпрі. Детального опрацювання потребує, наприклад, і бізнес-план будівництва рейкобалкового стану на метзаводі у Кам'янському. Першочерговим завданням в темі, що розглядається, є розробка і реалізація на рівні Уряду України заходів економічного стимулювання бізнесу для заохочення інвестування у розбудову ГМК України.

У цілому тема повоєнного відродження потенціалу гірничо-металургійного комплексу має стратегічне значення для економіки України. Через забезпечення усіх інших галузей промисловості металопродукцією ГМК має стимулювати розвиток економіки держави. Розглянуті вище питання щодо відродження ГМК потребують детального опрацювання, всебічного наукового дослідження, підготовки ефективних техніко-економічних рішень. Для фахового визначення шляхів відродження ГМК України мають бути залучені Національна академія наук України, проєктні та науково-дослідні інститути, університети відповідного профілю і, безумовно, колективи промислових підприємств металургійного спрямування, задіяні усі інтелектуальні ресурси держави. Долю гірничо-металургійного комплексу України має вирішувати держава, а не тільки власники підприємств, навіть великих, бо це проблема загальнонаціонального масштабу. Йдеться про національні інтереси України.

Список літератури

1. Мазур В.Л., Скороход О. Б. Конкурентні позиції підприємств гірничо-металургійного комплексу України // Економіка України. 2009. № 3. С. 4–18.
2. Меркулов О.Є. Чи є місце доменній печі в умовах європейського зеленого курсу? // Вісник НАН України. 2024. № 4. С. 69–79.
3. Мазур В.Л., Попов Є.С., Клименко С.І., Сіренко К.А. Задачі ливарних підприємств у відновленні інфраструктури України // Метал та лиття України. 2023. № 1 (332). С. 64–69.

CONTENTS

of the PROCEEDINGS of XIV INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL CONFERENCE «METALLURGY-2025»

Kulik T.O. DEFINING THE TECHNOLOGICAL BOUNDARIES OF ROTARY FRIC- TION SPINNING FOR SMALL-DIAMETER NECK FORMATION.....	331
Protokovilov I.V., Porokhonko V.B., Barabash V.V. PHYSICAL SIMULATION OF HY- DRODYNAMIC PROCESSES AND INGOT STRUCTURE FORMATION IN A MOLD WITH THE APPLICATION OF ELECTROSLAG HEATING AND LIQUID METAL STIR- RING.....	334
Smirnov O.M., Ukhin V.Ye., Tunyk V.O. A STUDY OF THE FEATURES OF MOLD WEAR FOR COPPER CASTING AND ROLLING LINE.....	338
Adzhamsky S.V., Kononenko G.A., Podolsky R.V. DEVELOPMENT OF RATIONAL MODES OF 3-D PRINTING FOR REDUCING THE ROUGHNESS OF INCLINED LOWER SURFACES OF INCONEL 718 ALLOY.....	341
Arzhantsev E.O., Mameshin V.S., Niziaev K.G., Zhuravleva S.V. QUALITATIVE IN- FLUENCE OF THE UPPER BLOWING PARAMETERS ON THE INITIATION AND PROP- AGATION OF WAVES IN A LIQUID BATH.....	345
Babachenko O.I., Kononenko G.A., Kimstach T.V., Podolsky R.V., Safronova O.A. SUBSTANTIATION OF THE CHOICE OF MATERIAL FOR ARMOUR PROTECTION AC- CORDING TO THE OPERATING CONDITIONS: FROM TRADITIONAL STEELS TO IN- NOVATIVE ALLOYS.....	350
Babachenko O.I., Kononenko G.A., Podolsky R.V., Safronova O.A. INFLUENCE OF MICROSTRUCTURAL PARAMETERS OF PEARLITE STEELS ON THE WEAR RE- SISTANCE OF A WHEEL-RAIL PAIR.....	353
Boyko M.M., Zhuravleva S.V., Polyakova N.V., Treshchov V.E., Dutnyi R.B. ANALY- SIS OF THE POSSIBILITY OF USING BIOMATERIALS IN THE PROCESSES OF DIRECT IRON REDUCTION.....	356
Bochka V.V., Yaholnyk M.V., Sova A.V., Oleksienko M.M., Shmat K.V. FEATURES OF THE INFLUENCE OF CAPILLARY PHENOMENA OF VARIOUS COMPONENTS OF THE CHARGE IN THE COMPOSITION OF COMPOSITES ON THE PROCESS OF GRAN- ULE FORMATION.....	358
Bochka V.V., Yaholnyk M.V., Dvozheglazova A.V., Shmat K.V., Podushko K.A. IN- VESTIGATION OF THE PROPERTIES OF COMPLEX FLUX.....	361

Vovk A.O., Pohvalitiy A.A., Chubina O.A., Rudenko M.R., Krut A.V. INFLUENCE OF PURGING PARAMETERS ON THE FORMATION OF GAS-LIQUID FLOW IN THE CONVERTER OUTLET CHANNEL.....	364
Gorupakha V.V., Semenov Y.S., Vashchenko S.V., Khudyakov O.Y., Bayul K.V., Shumelchik E.I., Prokudina E.B. FEATURES OF PROCESSING OF FINE IRON-CONTAINING WASTES OF METALLURGICAL PRODUCTION.....	368
Gres L.P., Gupalo O.V., Eremin O.O., Radchenko Y.M. IMPROVEMENT OF THE SYSTEM OF HEAT UTILISATION OF EXHAUST FLUE GASES OF BLAST FURNACE AIR HEATERS.....	372
Gryshyn O.M., Nadtochii A.A., Chymyshenko T.Y., Zhadan O.O. INFLUENCE OF ENERGY AND CHEMICAL-CATALYTIC INTENSIFICATION OF IRON REDUCTION ON THE OXIDISABILITY OF THE METALLISED PRODUCT.....	374
Gryshyn O.M., Nadtochii A.A., Myroshnychenko E.Y., Guba R.M. INTENSIFICATION OF IRON OXIDES REDUCTION PROCESSES BY GASES UNDER ELECTROMAGNETIC INFLUENCE.....	378
Guba R.M., Troyan A.A., Oslavskiy S.Y., Kashaba A.E., Asmolovskiy S.Y. OBTAINING INTERMEDIATE LAYERS DURING BRAZING OF CARBON-CARBON COMPOSITE MATERIAL AND TUNGSTEN.....	383
Dan L.O., Trofimova L.O. THERMAL INFLUENCE ON THE ADDITION OF SOLIDIFYING INGOT AS A WAY TO REDUCE ITS HETEROGENEITY.....	386
Eremin O.O., Gupalo O.V., Zadorozhnyi R.I., Zolotko A.S., Mamedov E.H. SAVING NATURAL GAS IN FUEL SECTIONAL FURNACES FOR HIGH-SPEED HEATING AND HEAT TREATMENT OF PIPES.....	388
Efimova V.G. METAL BLOWING IN THE INTERMEDIATE LADLE OF CONTINUOUS CASTING MACHINE FOR REMOVAL OF NON-METALLIC INCLUSIONS.....	391
Efimova V.G. KINETICS OF ALUMINA PARTICLES DISSOLUTION IN THE REFINING SLAG OF THE INTERMEDIATE LADLE.....	394
Zhuravleva S.V., Tanchev O.A., Zhuravleva I.V., Batura E.V. TRENDS AND FEATURES OF OUT-OF-FURNACE TREATMENT OF STEELS WITH REDUCED SULPHUR CONTENT.....	397
Zhuravleva S.V., Marko A.F., Boyko M.M., Mameshin V.S. THE ROLE OF BIOMATERIALS IN THE MODERNISATION OF STEELMAKING PRODUCTION.....	399
Zhuravleva S.V., Boyko M.M., Zhuravleva I.V., Dutnyi R.B., Podushko K.A. INVESTIGATION OF OUT-OF-FURNACE STEEL TREATMENT USING ALUMINIUM-CONTAINING WASTE.....	401

Kyslyakov V.G., Eliseev V.I., Rudenko O.L. APPROBATION LABORATORY STUDIES OF THE LAWS OF MOVEMENT OF A MIXTURE OF REAGENTS DURING COMPLEX REFINING OF CAST IRON.....	403
Kostetskiy Y.V., Vdovin M.O. ALUMINOTHERMAL RECOVERY OF WASTE CONTAINING VANADIUM UNDER CONDITIONS OF ELECTROSLAG MELTING.....	405
Kryachko G.Y., Sigarev E.M., Rudenko M.R., Filipiev V.V. INTERDEPENDENCE OF BLAST FURNACE BLAST AND GAS PARAMETERS OF THE BLAST FURNACE PROCESS.....	409
Navolnyev I.Y., Kukhar V.V., Chuprynov E.V. THE USE OF SURFACE-ACTIVE SUBSTANCES IN THE PRODUCTION OF DRI-PRODUCTS.....	412
Nitkin Y.V., Oginsky O.Y., Bobukh O.S., Kuzmina O.M. INFLUENCE OF THE PROCESS PARAMETERS OF UNEQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING ON POWER AND FORCE CHARACTERISTICS.....	416
Niziaev K.G., Stoyanov O.M., Ruban V.O., Boychenko S.B. ANALYSIS OF THE INCREASE OF BLOWING INTENSITY IN HEARTH FURNACES.....	418
Niziaev K.G., Stoyanov O.M., Sinegin E.V., Ruban V.O., Kirilenko Y.A. USE OF SCRAP AND HARD CAST IRON IN THE CHARGE FOR CONVERTER MELTING.....	421
Niziaev K.G., Fedorov R.F., Maliy H.V., Ruban V.O. FEATURES OF STEEL DEOXIDATION WHEN USING FERROCHROME.....	423
Niziaev K.G., Stoyanov O.M., Sinegin E.V., Ruban V.O. EXPERIMENTAL STUDIES OF ELECTRICAL CONDUCTIVITY OF SLAG MELTS.....	425
Panteykov S.P. ANALYSIS OF THE CONDITIONS OF CHEMICAL REACTIONS OF MANGANESE REDUCTION FROM ITS DIOXIDE BY SOLID CARBON.....	429
Panteykov S.P. ANALYTICAL STUDIES OF THE INFLUENCE OF THE DEGREE OF CHEMICAL AFFINITY OF SUBSTANCES TO OXYGEN ON THE POSSIBILITY OF THE REACTIONS OF MANGANESE REDUCTION FROM ITS DIOXIDE BY SOLID CARBON.....	433
Panteykov S.P. DETERMINATION OF THE TEMPERATURES OF THE REACTIONS OF MANGANESE REDUCTION FROM ITS DIOXIDE BY SOLID CARBON BY THE DEGREE OF CHEMICAL AFFINITY OF SUBSTANCES TO OXYGEN.....	436
Panteykov S.P. ON THE POSSIBILITY OF THE REACTIONS OF SILICON REDUCTION FROM SILICA BY GAS FROM THE POINT OF VIEW OF THERMODYNAMICS.....	441

Panteykov S.P. THERMODYNAMIC STUDIES OF THE INFLUENCE OF THE DEGREE OF CHEMICAL AFFINITY OF SUBSTANCES TO OXYGEN ON THE POSSIBILITY OF THE REACTIONS OF SILICON REDUCTION FROM SILICA BY CO.....	444
Razdobreev V.G., Klyuchnikov K.Y., Leshchenko O.I., Palamar D.G. ANALYTICAL STUDIES OF THE METAL STRESS STATE DURING DEFORMATION OF THE ROD IN A BENDING AND TENSILE DEVICE.....	447
Ruban V.O., Stoyanov O.M., Sinegin E.V., Niziaiev K.G. ANALYTICAL REVIEW OF ENERGY ASPECTS OF ELECTRIC ARC DEVICE OPERATION DURING STEEL PROCESSING AT THE LADLE-FURNACE INSTALLATION.....	451
Ruban V.O., Stoyanov O.M., Sinegin E.V., Nizyayev K.G. ENERGY EFFICIENCY OF THE LADLE-FURNACE UNIT.....	454
Sinehin E.V., Niziaev K.G., Stoyanov O.M., Ruban V.O., Musiyko V.I., Ostryanin R.E. METHODS OF EXTERNAL ACTION ON METAL IN THE PRE-CRYSTALLISATION PERIOD.....	457
Sigarev E.M., Pohvalitiy A.A., Rudenko M.R., Gonchar D.O. INVESTIGATION OF THE CAUSES OF FAILURE OF WELDS OF OXYGEN TUYERE TIPS.....	460
Solodkiy O.O., Mameshin V.S., Zhuravleva S.V. EVALUATION OF THE POSSIBILITY OF USING PELLETS FROM UKRAINIAN GOKS IN DIRECT REDUCTION TECHNOLOGIES.....	464
Stepanenko D.O., Semiryagin S.V., Grishin O.M., Belkova A.I. EVALUATION OF THE PREREQUISITES FOR PHOSPHORUS REMOVAL DURING THE SOLID-PHASE REDUCTION OF IRON AND CHROMIUM FROM A COMPLEX CHARGE.....	467
Stoyanov O.M., Sinegin E.V., Nizyaev K.G., Ruban V.O., Shashkin T.A. TEMPERATURE CONTROL OF LIQUID STEEL BEFORE CASTING.....	470
Stoyanov O.M., Petrenko V.O., Ruban V.O., Terepenchuk D.I. LIME FOR METALLURGICAL PRODUCTION.....	472
Terepenchuk D.I., Kashchenko V.O., Ivanov D.S., Stoyanov O.M. CALCULATION AND MODELLING OF TEMPERATURE DISTRIBUTION OVER THE TUYERE HEARTH UNDER CONDITIONS OF SIMULTANEOUS COMBUSTION OF PPP AND NATURAL GAS.....	474
Togobytska D.M., Povorotnya I.R., Pipyuk V.P., Grekov S.V., Kuksa O.V. SELECTION OF A RATIONAL ALLOYING ADDITIVE FOR STEEL FINISHING AT THE CCM TAKING INTO ACCOUNT THE MICROHOMOGENEOUS STRUCTURE OF THE METAL MELT.....	478

Khudyakov O.Y., Semenov Y.S., Vashchenko S.V., Bayul K.V., Boyko M.M., Gorupakha V.V., Polyakova N.V. IMPROVEMENT OF THE METHODOLOGY FOR ESTIMATING THE HOMOGENEITY OF SINTER CHARGE.....	482
Chernyatevych A.G., Sigarev E.M., Pohvalitiy A.A., Kondrashenkov D.S., Chubina O.A. EXPERIMENTAL STUDIES OF SCRAP HEATING IN A CONVERTER.....	484
Chubenko V.A., Skidin I.E. IMPROVEMENT OF THE METHODOLOGY FOR DETERMINING THE VOLUME AND SURFACE OF THE DEFORMATION CENTRE DURING ROLLING.....	489
Chubenko V.A., Saitgareev L.N. INVESTIGATION OF THE INTERNAL STRUCTURE OF METAL AND ITS BEHAVIOUR DURING PLASTIC DEFORMATION.....	492
Yagolnyk M.V., Bochka V.V., Shmat K.V., Remeslo O.O., Kruglov A.M. STUDY OF THE INFLUENCE OF SOLID FUEL CHARACTERISTICS ON THE QUALITY OF PELLETISED IRON ORE RAW MATERIALS.....	495
V.L. Mazur, O.V. Nogovitsyn, S.I. Klymenko, K.A. Sirenko. PRIORITY DIRECTIONS AND TASKS OF THE STRATEGY OF POST-WAR RESTORATION OF THE POTENTIAL OF THE MINING AND METALLURGICAL COMPLEX OF UKRAINE.....	498

Наукове видання

ЛИТВО. МЕТАЛУРГІЯ. 2025

**Матеріали XXI Міжнародної
Науково-практичної конференції
Литво 2025**

**Матеріали XIV Міжнародної
Науково-практичної конференції
Металургія 2025**

Редактори: Т.В. Берлізева, С.В. Гнилокурєнко, Стоянов А.М.

Випуск підготовлено до друку

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»