Міністерство освіти та науки України
Національна академія наук України

Національний технічний університет
«Харківський політехничний 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

XXII МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

ЛИТВО 2026

XV МІЖНАРОДНОЇ

НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

МЕТАЛУРГІЯ 2026





26 – 28 травня 2026 РОКУ

УКРАЇНА, ХАРКІВ-КИЇВ

2026

УДК 621.74+669(063)
Л64
ISBN 978-617-05-0618-4

Литво. Металургія. 2026: Матеріали XXII Міжнародної науково-практичної конференції (26-28 травня 2026 р., м. Харків-м. Київ) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Харків, НТУ «ХПІ». – 550 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 28.04.2026

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

https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2026

Foundry. Metallurgy. 2026: Proceeding of the XXII International Scientific and Practical Conference (May 26-28, 2026, Kharkiv-Kyiv) / Ed. Dr.Sci., Prof. Ponomarenko O.I. - Kharkiv, NTU "KhPI". - 550 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 28.04.2026

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

ISBN 978-617-05-0618-4

© НТУ «ХПІ», 2026

ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Сокол Є.І. – д.т.н., проф., в.о. ректора 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. – д.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;

Гнилоскуренко С. В. – к.т.н., 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., Vrnjcka 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., 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., ДДМА, Краматорськ;

Фесенко А. М. – к.т.н., доц., ДДМА, Краматорськ;

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

Шалевська І.А. – д.т.н., доц., 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.

ЗМІСТ

МАТЕРІАЛІВ XXII МІЖНАРОДНОЇ

НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

«ЛИТВО-2026»

Є. Г. Афтанділянц, Ю.Г. Квасницька, В. І. Вейс, Т. В. Степанова, Ж. В. Пархомчук, К. Г. Квасницька. МЕТОДИКА ВИЗНАЧЕННЯ КІЛЬКІСНИХ ПАРАМЕТРІВ МІКРОСТРУКТУРИ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ…… 13

Є. Г. Афтанділянц, Ю. Г. Квасницька, В. І. Вейс, К. Г. Квасницька. ВПЛИВ МІЦНОСТІ НА БАЛІСТИЧНУ СТІЙКІСТЬ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ…… 17

Є. Г. Афтанділянц, Ю. Г. Квасницька, В. І. Вейс, К. Г. Квасницька. ВПЛИВ УМОВ УДАРНОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА РУЙНУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ ВІДКОЛОМ……20

А. С. Барсук. ВИЗНАЧЕННЯ МОЖЛИВОСТЕЙ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ КОМПЛЕКСНИХ ВИМОГ ПО ВЛАСТИВОСТЯМ ЗНОСОСТІЙКОГО ЧАВУНУ…… 26

V. Boyko, A. Burmak, M. Voron, O. Kessler, K. Mykhalenkov, A. Springer. EFFECT OF HIGH LI ADDITION ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF AL5MG2SIMN-TYPE CASTING ALLOY…… 28

В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук, О. О. Ясинська, С. М. Медвідь. ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЧНИХ, ЕКОЛОГІЧНИХ, ЕКОНОМІЧНИХ ПОКАЗНИКІВ ПРОЦЕСІВ МОДИФІКУВАННЯ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ…… 33

В. Б. Бубликов, О. О. Ясинський, Ю. Д. Бачинський, О. О. Ясинська, Д. М. Берчук. ВПЛИВ МЕТОДІВ МОДИФІКУВАННЯ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ…… 35

В. Б. Бубликов, О. О. Ясинський, Ю. Д. Бачинський, О. О. Ясинська, Н. П. Моісеєва. РОЛЬ МІДІ У ФОРМУВАННІ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ……..38

В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. О. Ясинський, В. О. Овсянников, Н. П. Моісеєва. ОТРИМАННЯ «СИНТЕТИЧНОГО» ПЕРЛІТНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З ПІДВИЩЕНОЮ ПЛАСТИЧНІСТЮ…… 40

С. А. Буряченко, Т. В. Берлізєва. ПРОЕКТУВАННЯ КАТКОВОГО АГРЕГАТУ ПЕРІОДИЧНОЇ ДІЇ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ…… 42

Н. М. Бушуй, В.В. Кухар. ОБҐРУНТУВАННЯ ПЕРЕХОДУ ВІД ПІЩАНО-ГЛИНИСТИХ ДО ХОЛОДНОТВЕРДІЮЧИХ СУМІШЕЙ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ

РЕГРЕСІЙНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ТА АНАЛІЗУ ЕНЕРГОЄМНОСТІ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ…….. 44

В. О. Василец, Н.С. Євтушенко, О. І. Пономаренко. ОКИСНІ ПЛІВКИ ПРИ ЛИТТІ ПІД НИЗЬКИМ ТИСКОМ.....47

А. М. Верховлюк, Р. А. Сергієнко, О. А. Щерецький, В. О. Щерецький, Д. С. Каніболоцький, М. І. Науменко, Р. С. Сергійко. ВЗАЄМОЗВ'ЯЗОК ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ З ЇХ МІКРОСТРУКТУРОЮ….48

А. М. Верховлюк, Д. С. Каніболоцький, М. І. Науменко, О. А. Каранда. КОРОЗІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ, ЩО МІСТЯТЬ ВУГЛЕЦЬ, БОР ТА ВАНАДІЙ В ЛУЖНИХ ТА КИСЛИХ РОЗЧИНАХ…….. 50

С. М. Волошко, А. П. Бурмак, І. А. Владимирський, М. М. Ворон, С. Л. Шваб. ПОРІВНЯННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ СПЛАВУ Ti-6Al-4V, ОТРИМАНОГО АДИТИВНИМИ ТА МЕТАЛУРГІЙНИМИ МЕТОДАМИ ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ…….. 51

В. А. Гнатуш. БІОРОЗКЛАДНІ В`ЯЖУЧІ КОМПОНЕНТИ В ЛИВАРНИХ ФОРМАХ І СТРИЖНЯХ…….. 55

В. А. Гнатуш. ЛИВАРНА ГАЛУЗЬ УКРАЇНИ В 2020-2025 РОКАХ…….. 60

В. С. Голтвяниця. ВІРТУАЛІЗАЦІЯ ЛАБОРАТОРНОГО ПРАКТИКУМУ З АВТОМАТИЗАЦІЇ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ НА ОСНОВІ ТЕХНОЛОГІЇ DIGITAL TWIN…….. 62

О. Л. Гончаров, К. А. Сіренко. КОМПЛЕКС ЗАСОБІВ КОНТРОЛЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ…….. 66

О. М. Грипачевський, В. В. Тихонович, П. Ю. Волосевич, В. Г. Новицький. ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ОЛОВЯНИХ ЛИВАРНИХ БРОНЗ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ РУХОМИХ СПРЯЖЕНЬ…….. 68

С.І. Губенко. ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СИСТЕМИ ВТОРИННИХ ГРАНИЦЬ ЗЕРЕН У ВІДЦЕНТРОВОЛИТІЙ ВИСОКОЛЕГОВАНІЙ ЖАРОМІЦНІЙ СТАЛІ…….. 72

І. Р. Даценко, Т. В. Берлізєва. ПРОЕКТУВАННЯ ЕКСЦЕНТРИКОВОЇ ВИБИВНОЇ РЕШІТКИ…….. 76

В. С. Дорошенко, І. А. Небожак, С. І. Клименко, В. О. Шинський, Ю. А. Федюк. ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ КАРКАСНО-АРМОВАНИХ МЕТАЛОВИРОБІВ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ……78

Ю. В. Доценко, В. Ю. Селівьорстов. ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИВАРНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Si…….. 81

С.Д. Євтушенко, А.А. Джанік'ян, Н.С. Євтушенко, О. І. Пономаренко.

ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНОГО ВАРІАНТУ ЗАВАНТАЖЕННЯ МАШИН ЛКТ…. 82

N. S. Yevtushenko, N. Ye. Tverdokhliebova. THE ROLE OF OCCUPATIONAL HEALTH AND SAFETY MANAGEMENT SYSTEMS IN ENSURING SAFETY IN METALLURGY …….. 85

N. S. Yevtushenko, I. O. Mezentseva. ANALYSIS OF WORKING CONDITIONS IN FOUNDRIES AND THEIR IMPACT ON WORK RESULTS…… 88

N. S. Yevtushenko, Ye. O. Semenov, O. I. Ponomarenko. ENVIRONMENTAL CONTROL IN FOUNDRIES…… 92

В.Г. Єфімова, К.Є. Пісьмарьов. ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ РАФІНУВАННЯ МЕТАЛУ У ПРОМІЖНОМУ КОВШІ МБРЗ…… 94

В. Г. Іванов, М.В. Матвейшин, О.Ю. Воскобойнік. ЕЛЕКТРОХІМІЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ АУСТЕНІТНИХ ХРОМОНІКЕЛЕВИХ СТАЛЕЙ З БОРОМ…….. 97

Л. Х. Іванова, Є. В. Колотило, В. Л. Грущак. ВПЛИВ СПОСОБУ ЛИТТЯ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ НА РІВЕНЬ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ…… 99

Д. В. Іванченко, М. М. Ямшинський, І. В. Лук’яненко, Є. Г. Биба, Б. В. Кивгило, Р. В. Лютий. МІКРОСТРУКТУРА СПЛАВУ Al-5Cu-0.8Mn-0,25Ti ЗМІЦНЕНОГО ЦИРКОНІЄМ ВВЕДЕНИМ ІЗ ЙОГО ТЕТРАФТОРИДУ…… 103

В. В. Каверинький, А. І. Троцан, З. П. Сухенко. ЕФЕКТ ЧАСТОТИ І СКВАЖНОСТІ ІМПУЛЬСІВ ПРИ ВІБРАЦІЙНОМУ ВПЛИВІ НА КРИСТАЛІЗАЦІЮ ЕВТЕКТИЧНОГО СИЛУМІНУ…… 107

О.Є. Капустян, Ю.М. Кусков, І.М. Білоник, А.В. Нетяга, Д.І. Білоник. АНАЛІЗ ВПЛИВУ ВАНАДІЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ХРОМИСТИХ БІЛИХ ЧАВУНІВ…… 111

І. І. Карпенко, С. І. Клименко, С. Г. Грищенко, Ю. Г. Квасницька, А. М. Верховлюк, ФОРМУВАННЯ ОРГАНІЗАЦІЙНО-СТРУКТУРНИХ ПЕРЕДУМОВ РОЗВИТКУ ЛИВАРНОЇ ІННОВАЦІЙНО ЕКОСИСТЕМИ…….. 115

І. І. Карпенко, С. І. Клименко, С. В. Гнилоскуренко. ДЕКАРБОНІЗАЦІЯ МЕТАЛЛУРГІЙНИХ ТА ЛИВАРНИХ ПРОЦЕССІВ ЯК СТРАТЕГІЧНО ВИЗНАЧЕНА УМОВА ТРАНСФОРМАЦІЇ ПРОМИСЛОВОГО СЕКТОРУ…… 120

І. І. Карпенко, С. І. Клименко, А. М. Верховлюк. АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТЕЙ УЧАСТІ ЛИВАРНИКІВ В ДЕРЖАВНІЙ ЦІЛЬОВІЙ ПРОГРАМІ ЕКОНОМІЧНОГО РОЗВИТКУ ТИТАНОВОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ УКРАЇНИ…… 126

Ю. Г. Квасницька, С. Г. Григоренко ,Н. В. Кир’якова , В. Г. Новицький, І. В. Олексенко. ЗНОСОСТІЙКІ ЗАЕВТЕКТОЇДНІ СТАЛІ…… 130

С. В. Кирилаха. СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ TI-6AL-4V ПРИ АДИТИВНОМУ ВИРОБНИЦТВІ…… 134

С. В. Кібиш, Т.В. Берлізєва, О.В. Акімов. РОЗРОБКА ГІБРИДНОЇ СИСТЕМИ ПРОГНОЗУВАННЯ ЛИВАРНИХ ДЕФЕКТІВ ІЗ ВИКОРИСТАННЯМ OPENFOAM ТА ФІЗИЧНО-ІНФОРМОВАНИХ НЕЙРОННИХ МЕРЕЖ…… 138

В.В. Коваленко, Г.А. Баглюк, А.І. Троцан, Н.А. Уськова. ПРО ПРИЧИНИ ПЕРЕДЧАСНОГО РУЙНУВАННЯ СТАЛІ 38ХН3МФА…… 141

С. В. Конончук, О. В. Скрипник, В. В. Пукалов. УДОСКОНАЛЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ ВИЛИВКА НА ОСНОВІ КОМП'ЮТЕРНОГО АНАЛІЗУ ЙОГО НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ…… 145

Т. Л. Кузнєцова, М. П. Бродніковський. ФІЗИКО-ХІМІЧНЕ ОБУМОВЛЕННЯ ВИБОРУ СПОСОБУ ЗВАРЮВАННЯ ЛИТИХ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Nb-Ti-Al-Cr-Mo…….. 148

Т. Л. Кузнєцова, М. П. Бродніковський. ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ТА ТЕПЛОФІЗИЧНІ ОСОБЛИВОСТІ РОЗРОБКИ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ХРОМОВИХ СПЛАВІВ НОВОГО ПОКОЛІННЯ ІЗ ПІДВИЩЕНОЮ ЖАРОМІЦНІСТЮ І ПЛАСТИЧНІСТЮ……. 152

О. М. Левадний. ОГЛЯД МОДЕЛЕЙ МАШИННОГО НАВЧАННЯ, ПРИЗНАЧЕНИХ ДЛЯ ПРЕДИКТИВНОГО АНАЛІЗУ ДЕФЕКТІВ ВИЛИВКІВ…… 156

Ф. Л. Леоха, В. Є. Хричіков. ТЕХНОЛОГІЯ КЕРОВАНОГО ВВЕДЕННЯ КИСНЮ В ТИТАН ПІД ЧАС КАМЕРНОГО ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ…….. 157

Т. В. Лисенко, О. С. Рудий, А. І. Прокоф`єва. ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ТРУБОПРОВІДНОЇ АРМАТУРИ…… 160

В. Ю. Лисенков, Є. Є. Лаврик. КОНЦЕПТУАЛЬНІ РІШЕННЯ ЩОДО МОДЕРНІЗАЦІЇ ФОРМУВАЛЬНИХ МАШИН НА ОСНОВІ ВИКОРИСТАННЯ БЛОКУ ІМПУЛЬСНОЇ ФОРМОВКИ…….. 162

В.М. Ломакін. МЕТОДОЛОГІЯ МОДЕЛЮВАННЯ ТА РОЗРАХУНКУ ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ У БАГАТОМІСНИХ КОКІЛЯХ…… 164

І. В. Лук'янов, О. І. Пономаренко. ВПЛИВ РЕОЛОГІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ НА ЯКІСТЬ ПОВЕРХНІ ВИЛИВКІВ…… 169

М.В. Марич, М.П. Бродніковський, Г.А. Баглюк, Т.Л. Кузнецова. ПОРІВНЯННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ НІОБІЮ, ОТРИМАНИХ МЕТОДАМИ ДУГОВОЇ ПЛАВКИ ТА ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ…… 171

С. М. Мезенцев, О. І. Пономаренко, І. О. Мезенцева. МОЖЛИВІСТЬ ОТРИМАННЯ КОМПЛЕКСНОЇ ЛЕГУЮЧОЇ ДОБАВКИ ІЗ ОКИСЛЕНИХ ВІДХОДІВ… 173

I. O. Mezentseva, S. O. Vambol, S. M. Mezentsev. PROSPECTS FOR THE DISPOSAL OF USED MILITARY EQUIPMENT USING METALLURGICAL TECHNOLOGIES……176

І. О. Мезенцева, Н. С Євтушенко, О. Г. Мартиненко. ШЛЯХИ ПОКРАЩЕННЯ УМОВ ПРАЦІ У ПРИМІЩЕННЯХ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ…… 178

І. О. Мезенцева, О. О. Кузьменко, В. С. Вамболь. НОРМАЛІЗАЦІЯ МІКРОКЛІМАТУ У ВИРОБНИЧИХ ПРИМІЩЕННЯХ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ…… 181

Я. Б. Мельниченко, І. І. Карпенко, С. І. Клименко. ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ ПРАВОВОГО РЕГУЛЮВАННЯ ІННОВАЦІЙНОЇ ДІЯЛЬНОСТІ У СФЕРІ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА…… 184

В. В. Наумик, Д. В. Павленко, О. О. Педаш. ВТОМНА ВИТРИВАЛІСТЬ ЗРАЗКІВ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ОТРИМАНИХ СЕЛЕКТИВНИМ ЛАЗЕРНИМ СПЛАВЛЕННЯМ ПОРОШКІВ…… 190

І. Небожак, В. Дорошенко, В. Новицький, М. Дьяченко. ПОКАЗНИКИ ЗАСВОЄННЯ ХРОМУ РОЗПЛАВОМ ЧАВУНУ ВИХІДНОГО СКЛАДУ…… 192

І. Небожак, С. Клименко, О. Дерев'янко, І. Піонтковський. ЕФЕКТИВНІСТЬ ІНОКУЛЮВАННЯ ЛИВАРНИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ДИСПЕРСНО-НАПОВНЕНОЇ МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ…… 197

А. М. Недужий. ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ СТРУКТУРИ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ПРИ ІЗОТЕРМІЧНІЙ ВИТРИМЦІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7пч В РІДКО-ТВЕРДОМУ СТАНІ…… 201

А. М. Недужий, А. Г. Вернидуб. ДОСЛІДЖЕННЯ ФОРМОЗАПОВНЮВАНОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7ч В ПРОЦЕСІ ТИКСОЛИТТЯ…… 203

О. П. Нестерук, В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, Н. П. Моісеєва, С. М. Медвідь. ІНТЕНСИФІКУВАННЯ ПРОЦЕСУ МОДИФІКУВАННЯ ЧАВУНУ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ…… 205

Д. А. Ніколаєв. ВИЯВЛЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЧАВУНУ ВАГРАНОЧНОЇ ПЛАВКИ ДЛЯ ПОДАЛЬШОГО АУДИТУ В ДУПЛЕКС-ПРОЦЕСАХ ЗА НЕВИЗНАЧЕНОСТІ ЯКОСТІ ШИХТИ…… 208

V. G. Novytskyi, Yu. G. Kvasnytska, V. L. Lakhnenko, V. V. Tykhonovych, I.A. Nebozhak, N. V. Kiryakova, I. V. Oleksenko. DEVELOPMENT OF CAST Fe-Cr-C ALLOYS FOR SLIDING FRICTION…… 210

О. В. Ноговіцин, В. О. Середенко, О. В. Середенко, Д. О. Дереча. ДІЯ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ І ПОСТІЙНОГО МАГНІТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ ВКРАПЛЕНЬ СУСПЕНЗІЇ В СПЛАВІ СИСТЕМИ Cu-Fe…… 216

І. А. Нурадінов, О. В. Чистяков, А. С.Нурадинов. ФОРМУВАННЯ ЛИТИХ МЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК ПІД ДІЄЮ ВІБРАЦІЇ…….. 222

П. С. Пензєв, А. А. Севоян, С. Д. Євтушенко, О. В. Масалітіна, О. В. Акімов. КОМП'ЮТЕРНО-ІНТЕГРОВАНЕ ПРОЄКТУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ КОРПУСНОГО ВИЛИВКУ ЗІ СТАЛІ…… 226

П. С. Пензєв, А. А. Севоян, С. Д. Євтушенко, О. В. Масалітіна, О. В. Акімов. КОМП'ЮТЕРНО-ІНТЕГРОВАНЕ ПРОЄКТУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ КОРПУСУ БЛОК-КАРТЕРУ ДВЗ З АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ…….. 228

П. С. Пензєв, С. Д. Євтушенко, А. А. Севоян, О. В. Масалітіна, О. В. Акімов. КОМП'ЮТЕРНО-ІНТЕГРОВАНЕ ПРОЄКТУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ КОРПУСУ БЛОК-КАРТЕРУ ДВЗ З ЧАВУНУ…….. 231

А. Г. Пригунова, С. С. Петров, Т. А. Аюпова, С. В. Пригунов. ЗАКОНОМІРНОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО СИЛУМІНУ В УМОВАХ ІНТЕНСИВНОГО ВИСОКОШВИДКІСНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ ДЕФОРМОВАНОГО РОЗПЛАВУ…… 233

Я.Ю. Рябоволик, С.В. Конончук. КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ДЕФЕКТІВ ЛИТТЯ ТА СПОСОБИ ЇХ УСУНЕННЯ…….. 238

Я.Ю. Рябоволик, В.М. Ломакін. SMART FOUNDRY: ЦИФРОВІ ТЕХНОЛОГІЇ УПРАВЛІННЯ ЛИВАРНИМИ ПРОЦЕСАМИ…… 242

В.Ю. Селівьорстов, Ю.В. Доценко. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НИЗЬКОЧАСТОТНОЇ ВІБРАЦІЇ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА ЩІЛЬНІСТЬ СПЛАВУ Д16…… 246

Т. В. Семенова, М. С. Понамарьова. ОЦІНКА ЕКОЛОГІЧНОГО РІВНЯ ВИРОБНИЦТВА ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ…… 248

Р. А. Сергієнко, Р. С. Сергійко, О. В. Железняк, О. С. Роїк, Д. С. Каніболоцький, В. А. Щерецький, М. І. Науменко, А. М. Верховлюк. ПРИГОТУВАННЯ ТА СТРУКТУРА ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ FeNiCrCuMnV…….. 252

Є. М. Сігарьов, О. М. Смірнов, С. В. Семірягін, А. А. Похвалітий, Д. В. Орлов, Ю. П. Скоробагатько. ВПЛИВ ВМІСТУ КРЕМНІЮ НА КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ ФЕРОСИЛІЦИДУ ПРИ КОНТАКТІ З АГРЕСИВНИМИ СЕРЕДОВИЩАМИ…….. 258

К. А. Сіренко, О. А. Фролов. ПІДХОДИ І МЕТОДИКИ РОЗВ'ЯЗАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ЗАДАЧ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ КОМП'ЮТЕРНИХ МОЖЛИВОСТЕЙ…….. 263

О. М. Смірнов, В. В. Довбенко, В.О. Туник, М. С. Горюк, Ю. П. Скоробагатько, А. Ю. Семенко, В. Є. Ухін, С. В. Семірягін. ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ

ЕЛЕКТРОМАГНІТНИХ ПОЛІВ В СУЧАСНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСАХ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЯКІСНОЇ МІДНОЇ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ…… 265

А.М. Тимошенко, В.П. Лихошва, О.В. Шматко, Д.В. Глушков, П.І. Кірчу. ОПТИМІЗАЦІЯ РЕЖИМІВ ІНДУКЦІЙНОГО НАГРІВУ ФІЛЬЄРИ ПРИ ОДЕРЖАННІ БІМЕТАЛЕВОЇ ШТАБИ…….. 269

В. В. Тихонович, В. Г. Новицький, О. М. Грипачевський. ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ НАДДРІБНОЗЕРНИСТИХ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ ТЕРТЯ РУХОМИХ СПРЯЖЕНЬ ЛИТИХ ХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ…….. 271

М. С. Треньов, О. І. Пономаренко. ВПЛИВ МОДИФІКАЦІЇ ФУЛЕРЕНАМИ НА СТРУКТУРУ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК12…… 275

М. А. Фон Прусс. ЕКОЛОГІЗАЦІЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ЯК ПРОДУКТИВНЕ РІШЕННЯ ЗНИЖЕННЯ ТЕХНОГЕННОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА ДОВКІЛЛЯ…….. 277

М. А. Фон Прусс, А. В. Нарівський. МОРФОЛОГІЧНІ ТА КРИСТАЛОГРАФІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ У ВТОРИННИХ СИЛУМИНАХ…….. 279

О.М. Хорошилов, О.С. Подоляк, А. А. Севоян, О. В. Масалітіна, О. В. Акімов. ФОРМУВАННЯ ТВІРНИХ ЛІНІЙ ОТВЕРДІЛОГО ШАРУ ПРИ БЕЗПЕРЕРВНОМУ ЛИТТІ ЗАГОТОВОК З ОЛОВ'ЯНИСТОЇ БРОНЗИ…… 281

В.Є. Хричиков, О.В. Меняйло, О.Д. Семенов. ОСОБЛИВОСТІ РОЗПЛАВЛЕННЯ ЗАТВЕРДІЛОГО ШАРУ ЧАВУНУ В КОКІЛЬНО-ПІЩАНИХ ЛИВАРНИХ ФОРМАХ…..282

Т. Г. Цір, В. Д. Бабюк, Є. А. Жидков, Л. К. Шеневідько. ЩОДО ФОРМУВАННЯ РІЗНИХ ФОРМ ПЕРВИННОГО КРЕМНІЮ В ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВАХ СИСТЕМИ AL-SI…… 284

О. В. Чистяков, І. А. Нурадінов, А. С.Нурадинов. УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСОМ ЗАРОДКОУТВОРЕННЯ У РОЗПЛАВАХ МЕТАЛІВ…….. 287

О. П. Шатрава, В. П. Лихошва, М.О. Кудрявченко, М. І. Голубчик, Л. М. Клименко. ЛЕВІТАЦІЙНА ПЛАВКА ЯК СПОСІБ ВИРОБНИЦТВА ЛИТИХ БІМЕТАЛІЧНИХ ВИРОБІВ…….. 291

П. В. Шелепко, О. І. Пономаренко, Є.Д. Євтушенко. СТРУКТУРА ГІБРИДНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЬНОЇ ОСНАСТКИ ДЛЯ РОБОЧИХ КОЛІС НАСОСІВ…… 293

П. М. Шумілов, Т. В. Берлізєва. ПРОЕКТУВАННЯ ДРОБОМЕТНОГО БАРАБАНУ ДЛЯ ОЧИСТКИ ЛИТВА…… 296

О. А. Щерецький, В. О. Щерецький, Р. А. Сергієнко, А. М. Верховлюк, О. А. Набока, О. А. Каранда. ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ СПЛАВИ ДЛЯ ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ: СКЛАД ТА СТРУКТУРА…… 298

О. А. Щерецький, В. О. Щерецький, В. Т. Туркевич, Д. А. Стратійчук. ОСОБЛИВОСТІ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ ТА ПОРОШКІВ НА ЇХ ОСНОВІ ДЛЯ НАДТВЕРДИХ CBN-КОМПОЗИТІВ…….. 303

УДК 621.74.046:620.178.16

Є. Г. Афтанділянц, Ю. Г. Квасницька, В. І. Вейс, Т. В. Степанова, Ж. В. Пархомчук, К. Г. Квасницька

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

МЕТОДИКА ВИЗНАЧЕННЯ КІЛЬКІСНИХ ПАРАМЕТРІВ МІКРОСТРУКТУРИ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ

Оцінка мікроструктури конструкційних сталей проводиться, як правило, шляхом порівняння досліджуваних мікроструктур з еталонними структурами, які наведені у численних роботах, наприклад [1-3].

В результаті порівняння визначаються, наприклад, дисперсність пластинчастого та зернистого перліту, розміри голок мартенситу, нітриди, співвідношення фериту та перліту, зернистого та пластинчастого перліту, мартенситу, трооститу, число зерен, мінімальний, середній, максимальний діаметр зерна та інші кількісні параметри.

Однак аналіз мікроструктур шляхом порівняння з еталонними шкалами довготривалий, вимагає високої кваліфікації дослідників і не дає можливості кількісно оцінити параметри структури, наприклад коефіцієнт форми, які істотно впливають на властивості сталі. Останнім часом широкого поширення набуло дослідження та визначення кількісних параметрів структур за допомогою комп'ютерних програм аналізу зображення [4, 5].

Дослідження мікроструктури виконували на мікроскопі **Epitip** при збільшенні від 100 до 400 разів. Мікроструктуру аналізували на зразках сталі (C = 0,415 (мас. частка, %); Si = 0,399 %; Mn = 0,813 %; Al = 0,0748 %; Cr = 0,253 %; P = 0,0192 %; S = 0,0311 %), що були отримані після лиття та нормалізації від 865 ^{o}C та руйнування на розрив та удар.

Кількісні параметри структури (довжина (***l***) та ширина (***b***) зерен, коефіцієнт форми зерен ($K_f = l/b$) відношення довжини до ширини), площа фериту (S_{fer}), перліту (S_{per}), та цементиту (S_{cem}), та розмір дефектів контакту вставок і корпусу визначали за допомогою комп'ютерної програми аналізу зображення "ImageJ" [5].

Комп'ютерна програма аналізу зображення "ImageJ" містить наступні опції: «File», «Edit», «Image», «Process», «Analyze», «Plugins», «Window», «Help» і вікна від 1 до 13 та від A до H.

Вікна мають призначення для виділення потрібних ділянок, прокручування, вибору кольорів і меню додаткових інструментів. Програма працює наступним чином:

1. Після завантаження програми виділяється потрібне зображення структури та копіюється в пам'ять;

2. Відкриваються опції «Edit» та «Past» і з’являється вікно з зображенням, що потрібно дослідити;

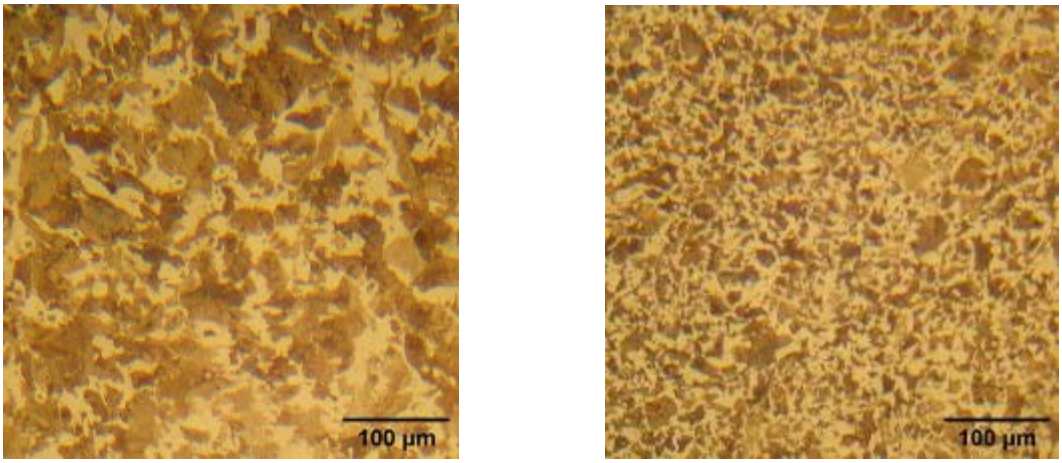
3. На маркер зображення наноситься лінія, що відповідає довжині маркера, відкриваються вікна «Analyze» та “Set scale” і в вікні «Set scale» в рядку «Known Distance» встановлюється значення маркера і натискається кнопка «ОК»;

4. Перевірка встановленої шкали відбувається шляхом відкриття вікна «Analyze», виконання вимірювання довжини маркера шляхом натискання кнопки «Measure» і порівнянням отриманого значення довжини маркера (Length) з його істинним значенням;

5. Після встановлення шкали відбувається вимірювання розмірів структурних складових і їх занесення в таблицю “Results” шляхом натискання кнопок «Analyze» і «Measure»;

6. Після закінчення вимірювання розмірів структурних складових і їх занесення в таблицю «Results» дані виділяються шляхом натискання в таблиці «Results» кнопок «Edit» і «Select All», копіюються (кнопки «Edit» і «Copy» і переносяться в «Excel», де відбувається їх статистична обробка у додатку «Пакет аналізу».

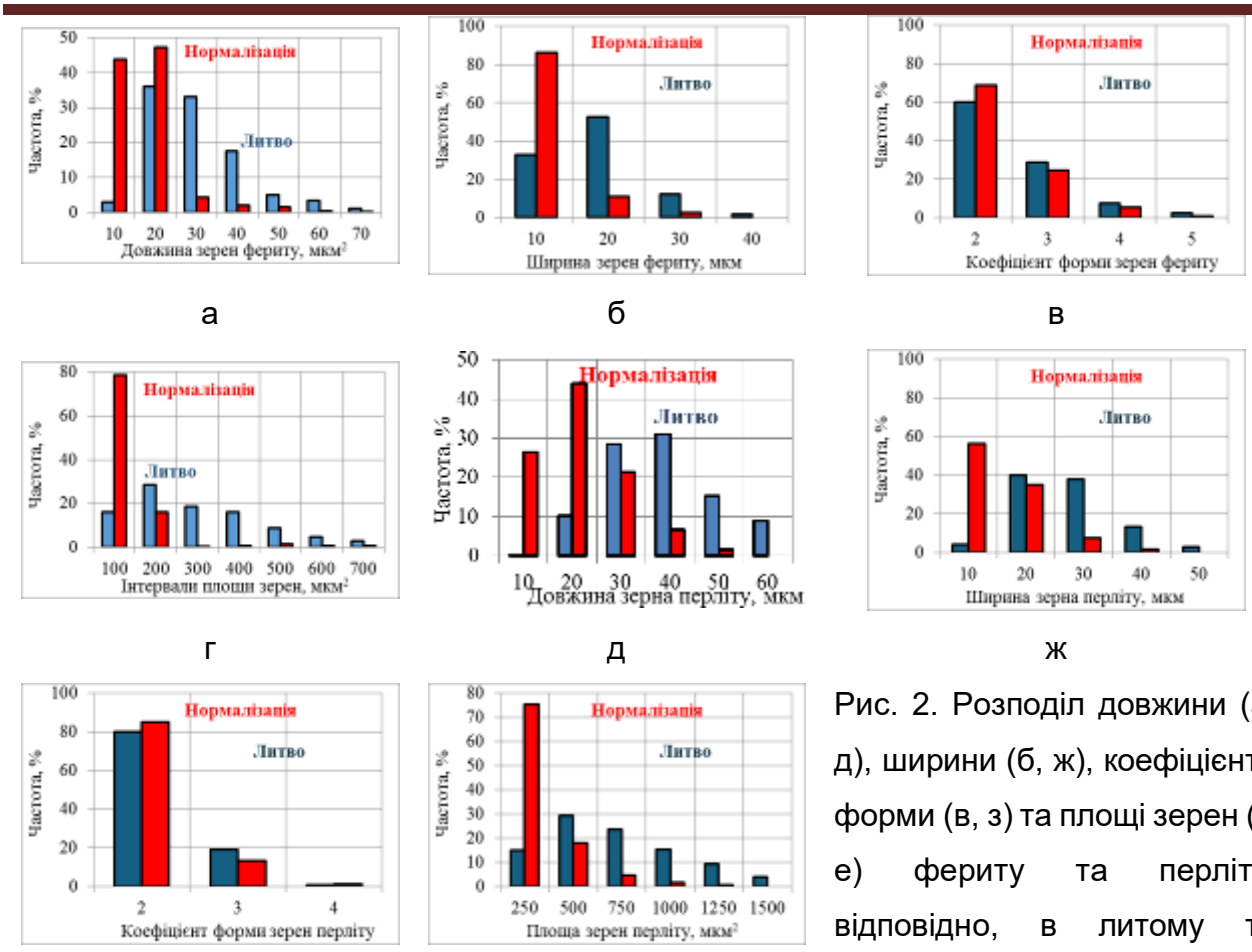
На рис. 1 наведено мікроструктури зразків сталі в литому та нормалізованому стані, що були проаналізовані за допомогою комп’ютерної програми “ImageJ”.



а б

Рис. 1. Мікроструктура зразків сталі в литому (а) та нормалізованому (б) стані.

Розподіл параметрів мікроструктури за їх значеннями наведено на рис. 2.



а б в г д ж з е

Рис. 2. Розподіл довжини (а, д), ширини (б, ж), коефіцієнта форми (в, з) та площі зерен (г, е) фериту та перліту, відповідно, в литому та нормалізованому стані сталі

Результати кількісного аналізу мікроструктур на основі 6202 вимірів показують, що мікроструктура литої сталі після нормалізації змінюється наступним чином. Довжина і ширина зерен фериту зменшується, відповідно, в 1,88 і 2,33 рази, коефіцієнт форми на 10 - 12 %, а середня площа феритного зерна в 4,78 - 5,18 разів. Загальна площа фериту збільшується в 1,3 - 1,5 разів. Довжина і ширина зерен перліту зменшується, відповідно, в 2,21 і 2,01 рази, коефіцієнт форми на 3 – 12 %, середня площа перлітного зерна в 3,96 - 4,02 рази, а загальна площа перліту - на 2 - 15 %.

Аналіз даних наведених на рис. 2 показує, що після нормалізації від 865 °С диспергування мікроструктури сталі відбувається в наслідок того, що збільшується відсоток елементів структури, які мають менші значення.

Наприклад, у випадку фериту довжина і ширина зерен в інтервалі значень від 10 до 20 мкм збільшується, відповідно, з 39 і 85 % для вихідного стану до 91 і 97 % після нормалізації, тобто в 2,3 рази і на 14 %. Коефіцієнт форми при значенні 2 збільшується на 8 %, а площа зерен фериту в інтервалі від 100 до 300 мкм^2 складає після нормалізації 94 %, що в 2,1 рази більше ніж в вихідному стані.

Дані наведені на рис. 2 показують, що розподіл перліту в мікроструктурі литої сталі після нормалізації змінюється наступним чином. Довжина і ширина зерен перліту, в інтервалі від 10 до 50 мкм, змінюється, відповідно, з 85 до 100 і з 95 до 100 % випадків, коефіцієнт форми у 99% випадків в інтервалі 1- 4. Значення середній площі перлітного зерна у литому стані у 98 % випадків знаходиться в інтервалі від 0 до 1750 мкм^2, а після нормалізації у 99 % випадків – від 0 до 1250 мкм^2.

Оцінка однорідності мікроструктури показала, що термічна обробка сприяє підвищенню однорідності мікроструктури сталі.

Впровадження методики визначення кількісних параметрів мікроструктури конструкційної сталі за допомогою комп'ютерного аналізу дає можливість прискорити проведення досліджень та визначити, наприклад, що у процесі нормалізації відбувається суттєве диспергування структурних складових та підвищення однорідності литої сталі.

Список літератури

1. ГОСТ 8233-56: Эталоны микроструктуры. 1956 – 21 с.

2. ГОСТ 1435-99: Прутки, полосы и мотки из инструментальной нелегированной стали. 1999 – 23 с.

3. ГОСТ 5639-82: Стали и сплавы. Методы определения величины зерна. 1982 – 45 с.

4. Программное обеспечение SEO ImageLab для анализа зображений. [Електронний ресурс]. Режим доступу: https://seo-tec.com.ua/ImageAnalyzers/ImageAnalyzers.html

5. ImageJ. Image Processing and Analysis in Java: [Електронний ресурс]. Режим доступу: https://imagej.nih.gov/ij/

УДК 621.74.046:620.178.16

Є. Г. Афтанділянц, Ю. Г. Квасницька, В. І. Вейс, К. Г. Квасницька

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

ВПЛИВ МІЦНОСТІ НА БАЛІСТИЧНУ СТІЙКІСТЬ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Балістична стійкість — це здатність матеріалу або конструкції чинити опір кінетичному впливу проникнення в нього іншого матеріалу. Критерії балістичної стійкості металевих матеріалів основані на врахуванні властивостей зі збільшенням значень яких балістична стійкість споруд підвищується. Відповідно до робіт [1 - 3] основними властивостями матеріалів, що суттєво впливають на їх балістичну стійкість є наступні:

- сила опору проникнення ударника та умови переходу матеріалу споруди в пластичний стан;

- розсіювання та поглинання кінетичної енергії ударника;

- гранична швидкість пробивання (балістична межа), яка характеризує умови зупинки ударника після проходження перешкоди тобто нульова швидкість ударника після проходження перешкоди;

- фізико-механічні властивості матеріалу (щільність, твердість, модуль пружності, межа міцності при розтягненні, температура плавлення).

Незважаючи на численні роботи [1 - 3], що присвячені впливу властивостей матеріалів на процес проникнення швидко рухаючих ударників в сталеві споруди дотепер відсутня інформація про їх кількісний вплив на балістичну стійкість сталей.

Для ефективного управління процесом підвищення балістичної стійкості сталі, по експериментальним даним роботи [1], дослідили ефективність впливу межі міцності ($\sigma_в$, МПа) і твердості (**HRC**) на товщину сталевої пластини (δ_0, мм), після проходження якої швидкість кулі (**V**, м/с) дорівнює нулю. Вміст елементів (мас. частка %) змінювався в наступних межах: **C** = 0,26 - 0,50; **Mn** до 1,4; **Si** до 1,50; **Mo** = 0,20 - 1,95; **Cr** до 3,00; **Ni** до 2,4; **V** до 0,30. Твердість змінювалась в інтервалі від 49 до 57 **HRC**, межа міцності на розтяг ($\sigma_в$) - від 1550 до 2300 МПа, швидкість кулі (**V**) - від 430 до 900 м/с, а товщина пластини (δ_0) - від 2,5 до 8,3 мм.

Шляхом множинного кореляційного аналізу встановили, що вплив межі міцності на розтяг ($\sigma_в$, МПа), твердості (**HRC**) і швидкості кулі (**V**, м/с) на товщину сталевої пластини (δ_0, мм), після проходження якої швидкість кулі (**V**) дорівнює нулю, з вірогідністю 95 % описується наступними залежностями:

$$\delta_0 = 11{,}181 + 0{,}0109 \cdot V - 0{,}26 \cdot HRC, \quad (1)$$

$$R = 0{,}866$$

$$\delta_0 = 2{,}531 + 0{,}0106 \cdot V - 0{,}003 \cdot \sigma_в, \quad (2)$$

$$R = 0{,}845$$

де R коефіцієнт множинної кореляції.

Аналіз формул 1 и 2 показує, що при збільшенні швидкості кулі (**V**) товщина сталевої пластини (δ_0), після проходження якої швидкість кулі (**V**) дорівнює нулю, зростає. У випадку межі міцності на розтяг ($\sigma_в$) і твердості (**HRC**) спостерігається зворотня залежність.

Ефективність впливу вихідних факторів на функцію відгуку оцінювали по значенням критерію Стьюдента [4], який для швидкості кулі (**V**) змінювався від 6,48 (формула 1) до 5,89 (формула 2). Абсолютні значення критерію Стьюдента твердості та межі міцності на розтяг складали, відповідно, 2,72 и 2,2.

Порівняння значень критерію Стьюдента показує, що вплив швидкості кулі (**V**) на товщину сталевої пластини (δ_0) складає від 70 до 73 %, твердості – 30%, а межі міцності на розтяг ($\sigma_в$) – 27 %.

По формулам 1, 2 розрахували вплив швидкості кулі (**V**), твердості (**HRC**) та межі міцності на розтяг $\sigma_в$, на товщину сталевої пластини (δ_0), після проходження якої швидкість кулі (**V**) дорівнює нулю. Результати розрахунків наведені на рис. 1.

Аналіз даних наведених на рис. 1 показує, що при збільшенні швидкості руху кулі (**V**) с 400 до 900 м/с, в залежності від межи міцності сталі ($\sigma_в$), товщину сталевої пластини (δ_0), після проходження якої швидкість кулі дорівнює нулю, необхідно збільшувати з 3 мм при V = 400 м/с и $\sigma_в$ = 1500 МПа до 6,2 мм при V = 900 м/с и $\sigma_в$ = 2300 МПа (рис. 1а), тобто в 2,1 раз. У випадку постійної швидкості руху кулі ріст межі міцності на розтяг сталі ($\sigma_в$) приводить к зменшенню товщини пластини. Наприклад, при V = 400 м/с збільшення $\sigma_в$ з 1500 МПа до 2300 МПа дозволяє знизити товщину сталевої пластини з 3 мм до 0,9 мм, тобто в 3,3 раз. При V = 900 м/с таке збільшення дає можливість пониження товщини сталевої пластини на 33 %, тобто з 8,2 мм до 6,2 мм.

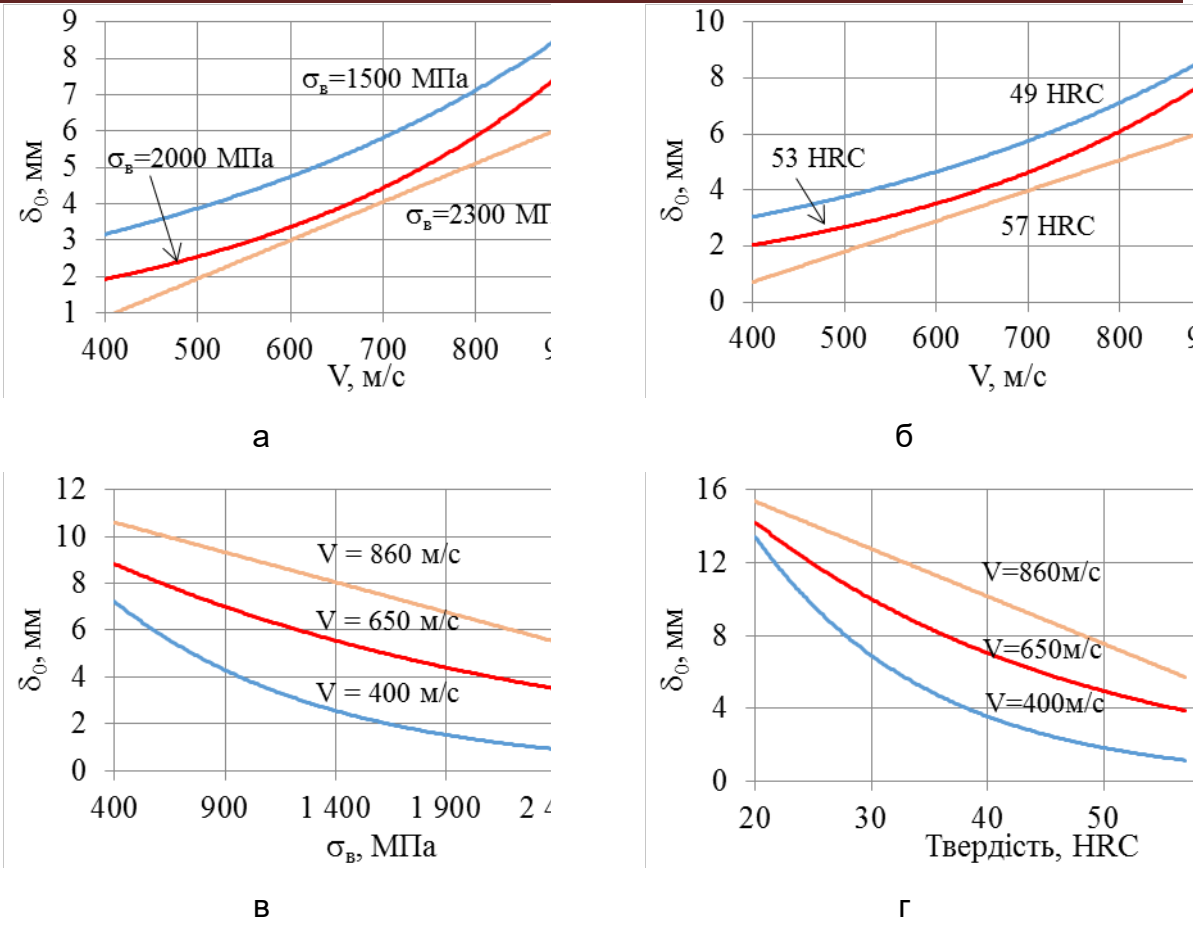


Рис. 1. Вплив швидкості кулі (а, б), межі міцності на розтяг (в) і твердості (г) сталі на балістичну стійкість сталевих пластин.

Збільшення твердості з 49 до 57 HRC в аналогічних умовах приводить до того, що при V = 400 м/с товщина пластини зменшується в 3,9 разів, а при V = 900 м/с – на 34 %.

Оцінка впливу виду термічної обробки на балістичну стійкість сталевих пластин показує, що для нормалізованих або відпалених сталей з межею міцності порядку 400 МПа товщина пластин збільшується з 7,1 мм до 10,6 мм, тобто в 1,5 рази, при зміні швидкості кулі з 400 до 860 м/с. У випадку загартованих і відпущених сталей з межею міцності порядку 2400 МПа таке збільшення складає з 0,6 мм до 5.5 мм, тобто в 9,2 рази (рис. 1в).

Аналіз балістичної стійкості нормалізованих або відпалених сталевих пластин з твердістю порядку 20 HRC показує, що при збільшенні швидкості кулі з 400 до 860 м/с товщина пластин збільшується з 13 мм до 15 мм, тобто на 15 %. Для загартованих і відпущених сталей з твердістю порядку 57 HRC таке збільшення складає з 0,7 мм до 5.7 мм, тобто в 8,1 разів (рис. 1г).

Результатами виконаних досліджень показано, що шляхом підвищення межі

міцності та твердості сталі, а також її термічною обробкою можливо ефективне керування балістичної стійкістю сталевих захисних споруд.

Список літератури

1. Материалы и защитные структуры для локального и индивидуального бронирования / В. А. Григорян, И. Ф. Кобылкин, В. М. Маринин, Е. Н. Чистяков. Под ред. В. А. Григоряна. – М.: Изд. РадиоСофт, 2008. – 406 с.

2. Непочатов Ю. К. Разработка составов и технологии получения корундовой бронекерамики с радиопоглощающим феррит-содержащим покрытием: дисс. канд. техн. наук: 05.17.11 / Ю.К. Непочатов. – Томск, 2014. – 171 с.

3 Рогов В.А. Современные машиностроительные материалы и заготовки / В. А. Рогов, Г. Г. Позняк. – М.: Издательский центр "Академия", 2008. – 336 с.

4 Шведков Е. Л. Элементарная математическая статистика в экспериментальных задачах материаловедения. Киев, 1975, 111 с.

УДК 621.74.046:620.178.16

Є. Г. Афтанділянц, Ю. Г. Квасницька, В. І. Вейс, К. Г. Квасницька

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

ВПЛИВ УМОВ УДАРНОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА РУЙНУВАННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ ВІДКОЛОМ

Одним з видів ударного навантаження є зіткнення твердих речовин. При високо швидкому зіткненні ударника з захисною спорудою в обох тілах утворюються і поширюються від місця зіткнення сильні ударні хвилі стиснення та зароджуються дві незалежні системи тріщин в об’ємі та на поверхні споруди [1].

Перша система тріщин, це тріщин відриву, що орієнтовані переважно у радіальному напрямку та ортогональні максимальним розтягувальним напруженням. Відхилення тріщин від цього напрямку можуть бути викликані локальною неоднорідністю поля напруги, обумовленої як неоднорідністю структури матеріалу, так і взаємним впливом тріщин. Друга система тріщин, це тріщини зсуву, що зорієнтовані переважно вздовж напрямку основних зрушень, тобто під кутом 45 ° до радіального напрямку. При цьому на поверхні стінки протягом значного часового інтервалу

реалізується стан не рівноважного стиснення, що перешкоджає формуванню відривного руйнування.

На зовнішній поверхні захисної споруди відбувається утворення та розповсюдження тріщин, а також пластична деформація матеріалу в об'ємі, що прилягає до поверхні. При високих швидкостях деформації в процесі пластичної деформації виникають зони локалізації деформації (смуги локалізації) товщиною від 1 до 20 мкм, які розташовуються переважно вздовж площин максимальної дотичної напруги і є областями переважного поширення тріщин.

Під дією розтягувальних напруг, що виникають при відображенні початкової хвилі стиснення від тильної поверхні споруди кінцевої товщини та є характерними для ударно навантажених матеріалів, які краще працюють на стиснення, ніж на розтягнення відбувається руйнування, що називають відколом. Відкол може бути звичайним (рис. 1 а) або розвиненим (рис. 1 б), що зовні виглядає аналогічно звичайному, але при цьому руйнація відбувається великими деформаціями і форма поверхні відколу визначається локальними неоднорідностями та анізотропією матеріалу.

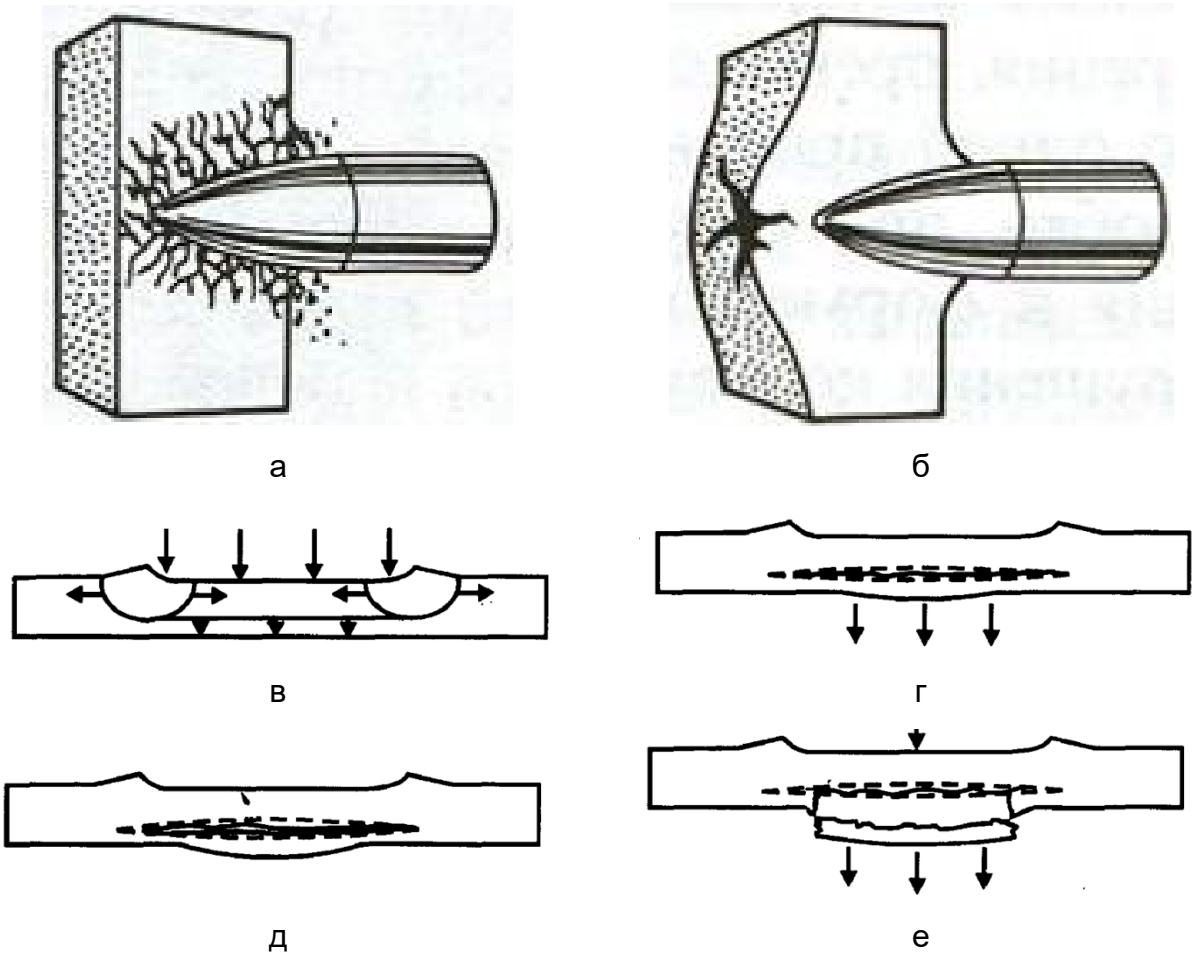


Рис. 1. Види руйнування відколом (а, б) і етапи утворення та відриву

відкольного елемента внаслідок локалізованого ударного впливу (в-е).
а – крихке руйнування; б – руйнування з утворенням радіальних тріщин.

Еволюція локального ударно-хвильового навантаження в плоскій захисної споруді починається з того, що падаюча хвиля стиснення, що розповсюджується в осьовому напрямку, послаблюється радіальними хвилями розрідження, що утворюються на межі області навантаження (рис. 1 в). В результаті інтенсивність ударної хвилі виявляється непостійною вздовж радіусу. При відображенні такого імпульсу стиснення від тильної поверхні відбувається відкол, але тільки в центральній частині споруди реалізуються високі напруження розтягу і запас енергії, що достатні для повного руйнування та утворення магістральної тріщини. На периферії зони руйнування ініціюється утворення мікротріщин або пор у матеріалі, але запас енергії в імпульсі навантаження виявляється недостатнім для того, щоб процес руйнування відбувався шляхом злиття зародкових несуцільностей. На великій відстані від осі енергія імпульсу навантаження незначна і при виході на поверхню не викликає жодних руйнувань.

Руйнування споруди на хвильовій стадії обмежується її внутрішньою областю (рис. 1 г). Подальший розвиток процесу визначається запасом кінетичної енергії в шарі, що відколовся. Інерційний рух відколотого шару гальмується силами зв'язку його периферійної частини з захисною спорудою (рис. 1 д). В результаті дії крайових ефектів рух відколотого шару може повністю припинитися і споруда залишиться частково зруйнованою, а на її поверхні в області руйнування утворюється характерний куполоподібний виступ.

Для завершення відокремлення відколотого елемента необхідна додаткова енергія, яка витрачається на пластичну деформацію відколотого елемента та утворення нової поверхні руйнування на його периферії (рис. 1 е). Процес відділення відколотого елемента значною мірою визначається радіальними хвилями розтягування, які утворюються на його периферії і поширюються до осі симетрії. В результаті периферійна частина відколотого елемента більш тривалий час знаходиться під впливом радіальних розтягувальних напруг і зазнає найбільшої деформації. Оскільки товщина відколотого шару відносно невелика і його поверхні (поверхня споруди і поверхня руйнування) вільні, значення розтягувальних напруг в ньому обмежені межею плинності матеріалу. Однак, внаслідок деформаційного зміцнення напруга текучості зростає і після досягнення межі міцності відбувається відрив відколотої частини.

Відкольне руйнування оболонок по товщині реалізується в хвилях розрідження та пов'язано з величиною градієнта тиску за фронтом ударної хвилі. Руйнування відколом характерне для сферичних оболонок при центральному ініціюванні, що пов'язано з високою інтенсивністю хвиль розрідження в серединній поверхні таких оболонок при вибуховому навантаженні.

Зі збільшенням швидкості удару зростають напруги розтягування після відображення імпульсу стиснення від поверхні зразка. Коли вони досягають межі міцності, в матеріалі відбувається зародження і зростання тріщин, що призводить до релаксації розтягувальних напружень. В результаті в матеріалі формується хвиля стиснення, яка проявляється на профілі швидкості поверхні зразка у вигляді імпульсу відколювання.

Багаторазові відображення хвиль в оболонці споруди, що відколюється, між поверхнею споруди і поверхнею руйнування викликає осциляції (періодичні коливання) швидкості поверхні. Період осциляцій швидкості визначається товщиною відкольного шару ($\delta_{від}$), а перший спад швидкості від її максимальної величини до значення перед фронтом відкольного імпульсу визначається величиною розтягувальних напружень в зразку в момент початку його руйнування. Подальше збільшення ударного навантаження не призводить до зростання цієї різниці швидкостей.

Величина відкольної міцності ($\sigma_{від}$) приблизно відповідає порогу зародження відкольної руйнації. Два інші пороги руйнування - проміжна стадія руйнування та формування магістральної тріщини відповідають більшій інтенсивності ударного навантаження. Поділ тіла на частини завершується пізніше моменту досягнення максимуму напруг розтягування і вимагає певних витрат енергії.

Відкольна руйнація відбувається при напругах вище межі плинності та зростання несуцільностей відбувається шляхом пластичної деформації матеріалу.

Центрами руйнування при відколі стають такі дефекти, як неметалеві включення, мікропори та границі зерен. Зі збільшенням напруги зменшується розмір та збільшується кількість центрів руйнування, що призводить до збільшення швидкості процесу руйнування. Величина опору відкольному руйнуванню або відкольної міцності матеріалу характеризує умови ініціювання руйнування і визначає максимальні допустимі значення розтягувальних напруг.

Концентрація напруги у вершині магістральної тріщини відколу сприяє розвитку руйнування. Найімовірнішим місцем відриву відколотого елемента від споруди є його краї. Витрати енергії відділення відколотого елемента пропорційні довжині його кола і

його товщині у зоні відриву. Оскільки джерелом енергії є інерційний рух відколотого шару, то критерієм відриву є співвідношення залишкової (після утворення магістральної тріщини) кінетичної енергії відколотого шару, величина якої пропорційна його площі, довжині кола і роботі відриву.

Аналізуючи вище наведе, слід відзначити, що критерієм відкольного руйнування найбільш доцільно рахувати відкольну міцність ($\sigma_{від}$) та товщину відколотого фрагменту ($\delta_{від}$). По експериментальним даним роботи [2] дослідили вплив тиску в ударній хвилі (Р, ГПа), в межах від 4,5 до 9,0 ГПа, та швидкості деформування сталі (ε, $с^{-1}$), в межах від $5{,}4\cdot10^3$ до $7{,}5\cdot10^5$ $с^{-1}$, на відкольну міцність ($\sigma_{від}$, ГПа) і товщину відкольного шару ($\delta_{від}$, мм) сталей 45, 40Х, Х18Н10Т, 35ХНМ і 03Н17К10В10МТ в стані постачання та після термічної обробки.

Шляхом кореляційного аналізу, з вірогідністю 95 %, встановили кількісні закономірності впливу швидкості деформування ($\lg\varepsilon$) на відкольну міцність ($\sigma_{від}$) і товщину відкольного шару ($\delta_{від}$, мм), що мають наступний вигляд:

$$\delta_{від} = 155867\cdot(\lg\varepsilon)^{-7{,}382},\ r = 0{,}902 \ldots\ldots\ldots (1)$$

$$\sigma_{від} = 25{,}935 - 11{,}114\cdot\lg\varepsilon + 1{,}3266\cdot(\lg\varepsilon)^2,\qquad (2)$$

$$r = 0{,}761$$

де r коефіцієнт парної кореляції.

Результати розрахунків по формулам 1 и 2 показують, що при збільшенні швидкості деформування з $5{,}4\cdot10^3$ до $7{,}5\cdot10^5$ $с^{-1}$ відкольна міцність зростає з 1,85 до 6,2 ГПа, тобто в 3,4 рази, а товщина відкольного шару зменшується з 9,9 до 0,3 мм, тобто в 33 рази (рис. 2 а).

Множинним кореляційним аналізом, з вірогідністю 95 %, встановили, що вплив тиску в ударній хвилі (Р, ГПа) та швидкості деформування сталі ($\lg\varepsilon$, $с^{-1}$) на відкольну міцність ($\sigma_{від}$, ГПа) і товщину відкольного шару ($\delta_{від}$, мм) описується наступними залежностями:

$$\delta_{від} = 10{,}481 + 10{,}481\cdot P + 12{,}684 - 2{,}077\cdot P\cdot\lg\varepsilon,\qquad (3)$$

$$R = 0{,}961$$

$$\sigma_{від} = -32{,}64 + 3{,}4948\cdot P + 6{,}866\cdot\lg\varepsilon - 0{,}635\cdot P\cdot\lg\varepsilon,\qquad (4)$$

$$R = 0{,}828$$

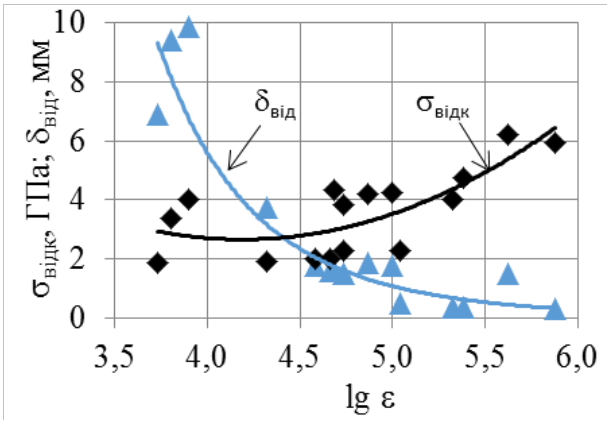
де R коефіцієнт парної кореляції.

По формулам 3, 4 розрахували вплив тиску в ударній хвилі (Р, ГПа) та швидкості деформування сталі ($\lg\varepsilon$, $с^{-1}$) на відкольну міцність ($\sigma_{від}$, ГПа) (рис. 2 б) і товщину

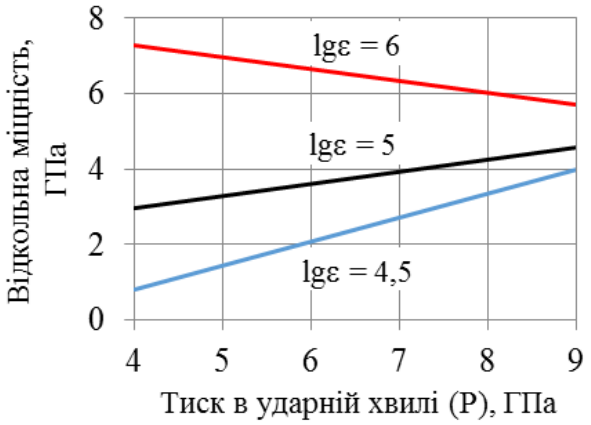
відкольного шару ($\delta_{від}$, мм) (рис. 2 в).

Аналіз даних наведених на рис. 2 б показує, що при збільшенні тиску в ударній хвилі з 4 до 9 ГПа відкольна міцність сталей при швидкості деформування сталі ε = 31623 c^{-1} ($lg\varepsilon$ = 4,5) зростає з 0,8 до 3,98 ГПа, тобто в 5 разів, при швидкості деформування сталі $\varepsilon = 10^5$ c^{-1} ($lg\varepsilon$ = 5) - з 2,96 до 4,56 ГПа. У випадку швидкості деформування сталі $\varepsilon = 10^6$ c^{-1} ($lg\varepsilon$ = 6) відкольна міцність сталей знижується з 7,29 до 5,71 ГПа, тобто на 28 %.

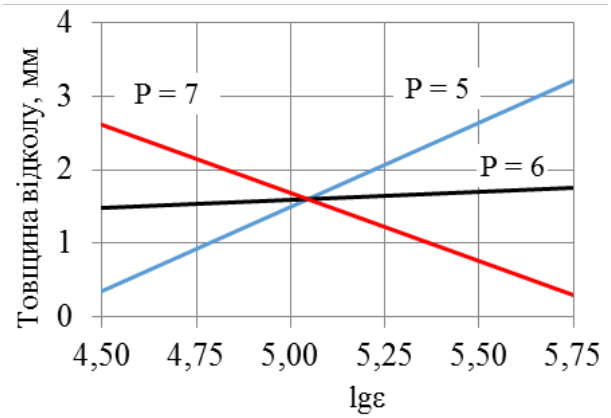
Результати розрахунків, які наведені на рис. 2в показують, що при збільшенні швидкості деформування сталі з 31623 c^{-1} ($lg\varepsilon$ = 4,5) до 562341 c^{-1} ($lg\varepsilon$ = 5,75) товщина відкольного шару ($\delta_{від}$, мм) зростає з 0,35 до 3,22 мм, тобто в 9,3 разів, при тиску в ударній хвилі 5 ГПа. У випадку тиску 6 ГПа спостерігається зростання з 1,48 до 1,76 мм, тобто на 19 %. При тиску в ударній хвилі 7 ГПа відбувається зниження товщини відкольного шару з 2,62 до 0,30 мм, тобто в 8,7 разів.



а



б



в

Рис. 2. Вплив швидкості деформування (а, в) та тиску в ударній хвилі (б) на відкольну міцність (а, б) і товщину відкольного шару (а, в) конструкційних сталей.

Результати виконаних досліджень показують, що за допомогою встановлених

залежностей можливо прогнозування вплив тиску в ударній хвилі та швидкості деформування сталі на процес руйнування конструкційних сталей відколом.

Список літератури

1. И. А. Балаганский, Л. А. Мержиевский. Действие средств поражения и боеприпасов. Новосибирск, НГТУ, 2004.-с.255

2. Г. И. Капель, С. В. Разоренов, Л. В.Уткин, В. Е.Фортов. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. - М.: «Янус-К», 1996. - 408 с.

УДК 621.74

А. С. Барсук

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», Харків

ВИЗНАЧЕННЯ МОЖЛИВОСТЕЙ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ КОМПЛЕКСНИХ ВИМОГ ПО ВЛАСТИВОСТЯМ ЗНОСОСТІЙКОГО ЧАВУНУ

На основі побудови адекватних рівнянь регресії, що описують вплив вмісту вуглецю, вуглецевого еквіваленту та легування титаном чавуну на твердість, коефіцієнт зносостійкості, межу міцності на розтягування та ударну в’язкість, виконана побудова відповідних поверхонь відгуку. Сумісний аналіз проєкцій поверхонь відгуку для кожної змінної HRC=f(C; C_{eq}=3.183; Ti), K_{wr}=f(C; C_{eq}=3.183; Ti), σ_b =f(C; C_{eq}=3.183; Ti), a_n =f(C; C_{eq}=3.183; Ti) на площину «C – Ti» показав, що усі вихідні змінні, які розглядаються, мають конкуренції – зміна вмісту вуглецю та титану в чавуні приводить до різного характеру поведінки вихідних змінних. Тому було проведено сумісний аналіз, який базується на аналітичному визначенні допустимих меж вмісту вуглецю та титану, що забезпечують компромісні рішення. Для того щоб обрати раціональний за компромісними критеріями C-Ti комплекс, вирішувались наступні задачі:

– формування системи рівнянь, що описують вплив C та Ti на вихідні змінні,

– визначення допустимих C та Ti, канонічне перетворення поверхонь відгуку.

Допустимі межі значень по кожній вихідній змінній задавалися наступним чином: HRC=45–48, K_{wr} =(11–12) %, σ_b =(350–380), МПа, a_n = (0.8–1.0) МДж/м^2.

Після канонічного перетворення будувалися графічно допустимі області значень вуглецю та титану, що забезпечують компромісні рішення по усіх вихідних змінних за значення вуглецевого еквіваленту на середньому рівні C_{eq}=3.183 %. Побудова відбувалася в канонічно перетвореній системі координат «ξ_1– ξ_2» у вигляді залежностей $\xi_2=\varphi(\xi_1)$ та відповідних допустимих областей з урахуванням зазначених вище умов. Перетин областей з урахуванням зазначених вище меж для кожної вихідної змінної визначає такі області вмісту вуглецю та титану, які задовольняють кожній з умов щодо відповідної властивості чавуну. Однак важливо враховувати, що можливі ситуації, коли такі області не перетинаються. Це означає, що відповідні умови, тобто вихідні змінні, що описують властивості чавуну, не можуть бути забезпечені одночасно, тобто такі вихідні змінні є конфліктними. В такому разі треба обирати найбільш важливу змінну і при виборі хімічного складу та операцій легування орієнтуватися саме на цю властивість.

За результатами аналізу отриманих областей було встановлене наступне. За обраної області вхідних змінних неможливо забезпечити одночасно задані вище умови по твердості та по усіх інших властивостях чавуну, бо відповідні області всередині не перетинаються. Тому треба або зробити пріоритетною вимогою *HRC*, або вимоги по інших трьох вихідних змінних. Іншим рішенням може бути розширення припустимої межі по твердості в бік менших значень, тобто *HRC*<45. Можна забезпечити одночасно вимоги по σ_b та K_{wr} в доволі широкому діапазоні, або в надто меншому діапазоні одночасне забезпечення вимог по σ_b та a_n. Однак одночасне забезпечення вимог по K_{wr} та a_n неможливе. Коефіцієнт зносостійкості та ударна в'язкість є конфліктними вихідними змінними. Конфліктність властивостей *HRC* та σ_b може бути усунена зменшенням вимоги по величині *HRC*, при цьому буде також усунена конфліктність між *HRC* та K_{wr}, а, ймовірно, й між *HRC* та a_n.

Список літератури

1. Kharchenko, S., Barsuk, A., Karimova, N., Nanka, A., Pelypenko, Y., Shevtsov, V., Morozov, I., Morozov, V. (2021). Mathematical model of the mechanical properties of Ti-alloyed hypoeutectic cast iron for mixer blades. EUREKA: Physics and Engineering, 3, 99–110. doi: https://doi.org/10.21303/2461-4262.2021.001830

2. Barsuk, A. (2022). Optimization of the composition of cast iron for cast parts operating under abrasive friction, according to the criterion of maximum wear resistance. ScienceRise, 6, 14–20. doi: http://doi.org/10.21303/2313-8416.2022.002775

3. Barsuk, A. (2024). Development of the hardness mathematical model of Ti-alloyed iron for cast parts used in conditions of intensive abrasive friction. Technology Audit and Production Reserves, 3 (1 (77)), 6–9. doi: https://doi.org/10.15587/2706-5448.2024.301156/

4. 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

5. 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

УДК 669.715

https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2026.28

V. Boyko[1], A. Burmak[2], M. Voron[3], O. Kessler[1], K. Mykhalenkov[3], A. Springer[1]

[1] University of Rostock, Rostock

[2] Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv

[3] Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, Kyiv

kvmykhalenkov@gmail.com

EFFECT OF HIGH LI ADDITION ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF AL5MG2SIMN-TYPE CASTING ALLOY

Despite the various challenges involved in producing Li-containing aluminium alloy products, this innovative class of materials is garnering considerable interest from researchers. The main objective is to develop alloys that not only exhibit exceptional strength but also achieve a significant reduction in density, making them particularly suitable for a wide range of applications, especially in the aerospace and automotive sectors.

A thorough review of existing data on the current state of Al-Li casting alloys reveals two primary approaches. Proponents of the first approach accept the most effective compositions of wrought alloys for design materials suitable for shape casting. Numerous examples in the literature - particularly in publications [1, 2] - illustrate the effect of Li addition in the range of 0 to 2.9 wt.% on the structure and properties of Al-Cu alloys with varying copper content, as well as different additions such as Sc, Mg or Zr.

At the core of the second approach is the utilisation of a well-established casting alloy with the addition of Li. A review of the literature indicates that one of the most prominent casting alloys targeted for Li addition is AlSi7Mg (A356). In several studies conducted by Petric et al. [3], Li was added to the AlSi7Mg casting alloy. They identified the formation of a new Li-containing phase, AlLiSi, and attributed the alloy's increased hardness to the precipitation of primary particles of this phase within the α-Al matrix, alongside solid-solution strengthening.

Previous publications by the authors have shown that casting Li-containing alloys can be designed based on the Al-Mg-Si system [4]. It was detected that the addition of 2.1 wt.% Li to Al5Mg2SiMn-type alloy can reduce the material density to 2,44 g cm^{-3}, with a simultaneous increase in alloy hardness to 115 HV0.05, compared with 75 HV for the base alloy. It was also established that in the presence of Li, the Al+Mg_2Si eutectic formed in fine fibrous form instead of the plate morphology of eutectic lamellas.

In this paper, the authors present recent results on the structural characterisation of a Li-containing Al casting alloy, along with changes in mechanical properties in the as-cast condition.

The chemical composition of the alloys examined in the course of the research program corresponds to the Al5Mg2SiMn-type, as detailed in Table 1. For the melting process, aluminium (Al 99.7%), magnesium (Mg 99.85%), and lithium (Li 99.9%) were utilised. Silicon and manganese were subsequently introduced by adding AlSi40 and AlMn20 master alloys.

Table 1. Chemical composition of alloys subjected to the research program (in wt.%) and their calculated density

Alloy code	Elements content (Al – balance)							Calculated density,
	Mg	Si	Li	Mn	Ti	Fe	Mg/Si ratio	g cm^{-3}
Base alloys								
Li0 PM [1]	5.46	2.81	-	0.65	-	0.05	1.94	2.62
Li0 HPDC [2]	5.45	2.26	-	0.76	0.12	0.13	2.41	2.63 / 2.64[4]
Li0 [3]	5.65	1.94	-	0.96	0.02	0.31	2.91	2.64
Li-containing alloys								
Li0.8	5.13	2.16	0.88	0.68	0.03	0.28	2.37	2.55
Li2.1	7.25	1.98	2.1	0.67	0.02	0.31	3.66	2.41

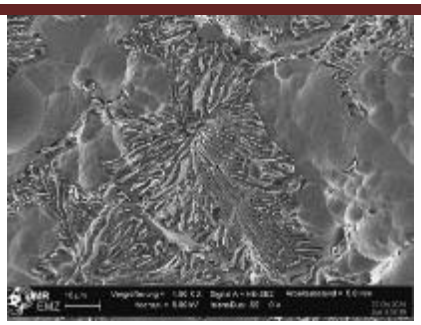
Li.2.5	7.53	1.95	2.4	0.60	0.02	0.27	3.86	2.38
Li3.0	7.10	2.24	2.98	0.59	0.01	0.31	3.16	2.33
Li4.0	7.21	2.01	3.89	0.62	0.02	0.29	3.58	2.26

[1] – permanent mould casting, the alloy was cast in September 2011 and naturally aged for 14 years, [2] – high-pressure die casting, 3 mm thick plate, [3] – permanent mould casting, no natural ageing, [4] – measured pycnometric density

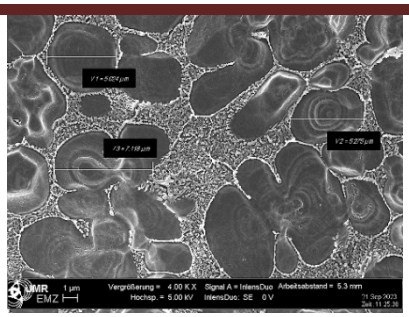
It is well established that Al5Mg2SiMn-type alloys are based on the Al-Mg-Si system, in which a pseudo-binary section comprises two major phases: α-Al solid-solution grains and the α-Al+Mg_2Si eutectic. For three-component alloys, solidification begins with the nucleation of α-Al grains, followed by the formation of eutectic colonies, as shown in Fig. 1(a-c).

Li content in experimental alloys ranged from 0.88 to 4.0 wt.% as mentioned in Table 1. In Fig. 1(d-f), the results of structural studies of the experimental alloys are summarised. It was found that increasing the Li content to 2.1 wt.% results in the complete elimination of the eutectic structure. As illustrated in Fig. 1e, there are no lamellas formed around the primary faceted intermetallic phases. When examining the morphology of the primary phase, most observed crystals are octahedral and are randomly distributed within the α-Al matrix. The distance between individual crystals ranges from 9 to 15 μm. Additionally, some agglomeration of particles is noted, as shown in Fig. 1e and f, where the distance between certain crystals is approximately 1-2 μm.

The results of HV5 hardness measurements for the alloys in the as-cast state are presented in Fig. 1g. A 5 kgf load was selected to ensure that the measured hardness reflects contributions from all constituent phases. The base alloy Li0 exhibited a hardness of 82.5 HV, and the addition of 0.8 wt.% Li did not result in a significant change. However, further increases in Li content to 3.0 and 4.0 wt.% produce a remarkable rise in hardness, reaching 157.6 HV5 for the Li4.0 alloy. In some measurements, HV5 was 169 HV, indicating a nearly twofold hardness improvement. Alternative techniques, such as the microhardness test, were employed to characterise the mechanical properties of the experimental alloys. As can be seen from Fig. 1h, the Vickers hardness measurements at a load of 0.05 kgf do not differ significantly from those of the test performed at 5 kgf.



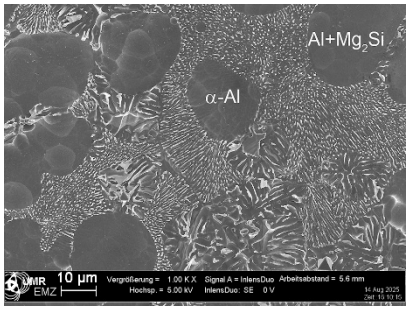
a. Structure of Li0 alloy



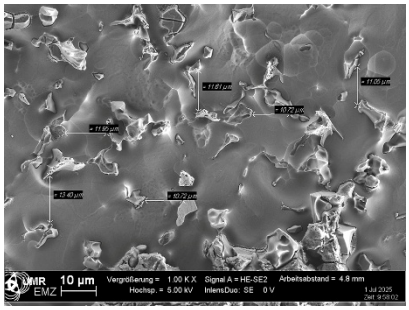
b. Structure of Li0 HPDC alloy



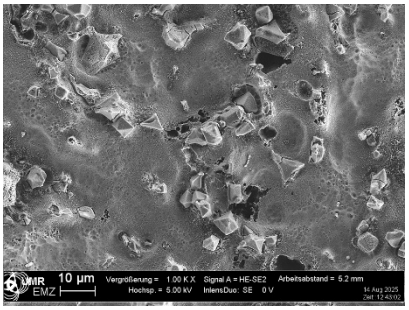
c. Fibrous eutectic morphology in Li0 HPDC alloy



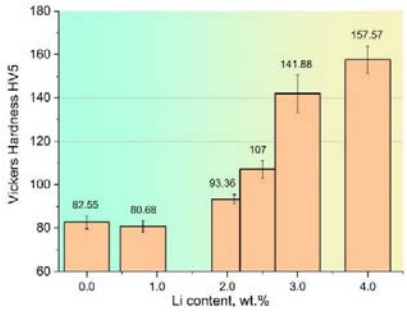
d. Structure of Li0.8 alloy



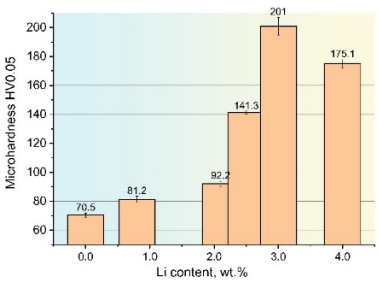
e. Structure of Li2.1 alloy



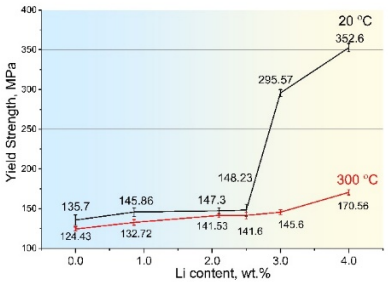
f. Structure of Li4.0 alloy



g. Results of HV5 hardness tests



h. Results of Microhardness HV0.05 tests



i. Results of compression tests of experimental alloys

Fig.1 – Summary of structural investigations and mechanical properties evaluation

For the base alloy, HV0.05 of the α-Al matrix was found to be 70.5, whereas the HV5 was found to be 82.55. This difference of 12.1 HV reflects the contribution of intermetallics to the material's hardness. The effect of Li addition on the HV0.05 showed a similar tendency as it was observed in HV5 measurements. The highest value of HV0.05 was detected in Li3.0 alloy, which was as high as 201.0. This hardness value is even higher than that of complex alloyed hypereutectic Al-Si used for piston manufacturing.

To account for the porosity effect, yield strength (YS) was determined from compression tests, which may collapse closed pores during plastic flow, thereby reducing the results' sensitivity to porosity. Results of compression tests are summarised in Fig. 1i.

Tests were performed at room temperature and at 300°C. Li additions in the range of 0.8 to 2.5 wt.% do not significantly affect the YS, which remains between 135 MPa for the Li0 alloy and 148 MPa for Li2.5. A substantial increase in YS is observed for alloys containing 3.0 and 4.0 wt.% Li up to 352 MPa for Li4.0 alloy. Consistent with the hardness measurements, the YS of these alloys at room temperature nearly doubles that of the Li-free material. In contrast, at 300°C, the YS increases gradually from 124 MPa for the Li0 alloy to 151 MPa for Li4.0.

Although questions remain regarding the structure and phase formation during the solidification of high lithium-containing alloys of the Al-Mg-Si-Mn system, the key findings are summarised as follows:

1. The addition of Li induces significant structural changes in the Al5Mg2SiMn-type alloy, transforming it from a eutectic structure to one in which only primary intermetallics are formed, and the formation of lamellas or fibres is entirely suppressed.

2. Alongside α-Al and primary Mg_2Si phases, two lithium-containing intermetallics, LiAlSi and AlLi, are detected. These intermetallics exhibit coarse, euhedral, faceted polyhedral crystal morphologies, indicating primary crystallisation from the melt.

3. When only primary intermetallics are present, the Al-Mg-Si-Mn-type alloy exhibits high hardness, reaching up to 157 HV5, and a yield strength that is double that of the lithium-free alloy. Elevated-temperature compression tests show that the yield strength increases progressively with increasing lithium content up to 350 MPa at 4.0 wt.% Li at room temperature and 170 MPa at 300°C.

References

1. C. L. Zou, G. H. Geng, W. Y. Chen, Development and Application of Aluminium-Lithium Alloy, *Applied Mechanics and Materials*, 599-601, 12–17 (2014). doi:10.4028/www.scientific.net/AMM.599-601.12.

2. C. H. Tong, L.G. Yao, C. Y. Nieh, C. P. Chang, S. E. Hsu, Castability of Al-Li-Mg and Al-Li-Cu-Mg alloys, *Le Journal de Physique Colloques*, vol. 48, C3, C3-117-C3-122 (1987). doi:10.1051/jphyscol:1987314.

3. B. Zeka, B. Markoli, P. Mrvar, B. Leskovar, M. Petrič, Production and Investigation of New Cast Aluminium Alloy with Lithium Addition, *Materials and Geoenvironment*, vol. 67, no. 1, 13–19 (2020). doi:10.2478/rmzmag-2020-0005.

4. V. Boyko, K. Mykhalenkov, A. Springer, O. Kessler, The Effect of Zr and Li on the Microstructure of AlMg5Si2Mn-Type Casting Alloys, *International Journal of Metalcasting*, vol. 19, no. 2, 1156–1179 (2025). doi:10.1007/s40962-024-01374-w.

УДК 669.131.7

В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, О. П. Нестерук,
О. О. Ясинська, С. М. Медвідь
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
otdel.vch@gmail.com

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЧНИХ, ЕКОЛОГІЧНИХ, ЕКОНОМІЧНИХ ПОКАЗНИКІВ ПРОЦЕСІВ МОДИФІКУВАННЯ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Зі збільшенням попиту на деталі із високоміцного чавуну виникає потреба пошуку сталих та економічно ефективних процесів їх виробництва. Є два напрямки: перший – створення процесу оброблення шляхом введення малих кількостей чистого магнію або сплавів з високою масовою часткою магнію; другий – розроблення магнієвмісних сплавів, що забезпечать спокійну реакцію та зменшать негативний вплив високої масової частки залишкового магнію на утворення усадки та карбідів. Нині поширеним є другий напрямок, який полягає у застосуванні оброблення феросплавами, у яких мінімізовано додавання магнію для виконання його основних функцій [1]. Такими сплавами є феросиліцій-магнієві лігатури, які давно визнані як відмінний матеріал для оброблення розплавів чавуну. Магній взаємодіє з кремнієм під час розчинення у рідкому феросиліції і утворює стабільну фазу при твердінні отриманої лігатури, з якої при додаванні у розплав чавуну магній вивільняється повільніше і невеликими дозами зі значно меншою інтенсивністю реакції. Окрім цього, перевагами таких лігатур є вищий рівень засвоєння магнію, порівняно з методами введення чистого магнію або з використанням дроту, та оптимальна густина (нижча ніж в дорогих NiMg-сплавів, але значно вища, ніж у чистого магнію). Додаткове зниження піроформності і підвищення ефективності феросиліцій-магнієвих лігатур забезпечує введення до їх складу кальцію. Це відбувається за рахунок утворення у їх мікроструктурі таких стабільних магнієвмісних фаз як CaMgSi та $Ca_7Mg_6Si_{14}$ [2]. Кальцій

є потужним розкислювачем та десульфуратором, дозволяє знизити витрату магнію на нейтралізацію S та O.

З усіх розроблених методів модифікувального оброблення сьогодні у світі широко застосовуються лише чотири – ковшове, у формі, дротом або в конверторі. Порівняння ефективності методів модифікування магнієвмісними сплавами при отриманні високоміцного чавуну показує, що застосування способу модифікування в спеціальній реакційній камері ливарної форми має наступні переваги перед традиційними процесами модифікування розплаву у ковші:

- більш екологічні, оскільки реакційна взаємодія магнієвмісної лігатури з розплавом відбувається без піроефекту і димоутворення;

- відсутній ефект «втрати» модифікування;

- низька схильність до усадки та утворення карбідів, що дозволяє одержувати у тонкостінних виливках метал з підвищеною пластичністю уже в литому стані;

- економія від покращення якості литих виробів [3].

Спосіб модифікування в формі представляє собою комбінацію оброблення чавунного розплаву з мінімально можливою температурою мінімальною кількістю (витрата) феросиліцій-магнієвої лігатури при максимальному її засвоєнні та відсутності подальшого оброблення. Як метод він підходить для ливарних цехів, що виготовляють великі серії однотипних виливків, оскільки потребує точного проєктування ливниково-живильної системи.

Модифікувальне оброблення в ливарній формі, порівняно з ковшовим, збільшує щільність розподілу в структурі вкраплень кулястого графіту при відповідному зменшенні їх розміру, кількість фериту в металевій основі і підвищує пластичність високоміцного чавуну в литому стані.

Список літератури

1. Hartung C., White D., Copi K., Liptak M., Logan R. (2014). The continuing evolution of MgFeSi treatments for ductile and CG irons. *International Journal of Metalcasting*. Vol. 8, is. 2, pp. 7-15. https://doi.org/10.1007/BF03355577.

2. Grobner J., Chumak I., Schmid-Fetzer R. Experimental study of ternary Ca-Mg-Si phase equilibria and thermodynamic assessment of Ca-Si and Ca-Mg-Si systems. *Intermetallics*. 2003, Vol. 11, pp. 1065-1074. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2003.07.001

3. Бубликов В. Б., Бачинский Ю. Д. Высокопрочный чугун: прогресс технологий, повышение свойств. *Металл и литье Украины* (*Метал та лиття України)*. 2018, № 7–8, с. 7–12.

УДК 669.131.7

В. Б. Бубликов, О. О. Ясинський, Ю. Д. Бачинський,
О. О. Ясинська, Д. М. Берчук
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
alexyasinskyi@gmail.com

ВПЛИВ МЕТОДІВ МОДИФІКУВАННЯ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Метою роботи було дослідження особливостей впливу технологічних факторів на формування фазово-структурного складу та механічні властивості високоміцного чавуну для умов методів модифікування у ковші або у ливарній формі.

Виплавляння розплаву проводили в індукційних електропечах. В якості шихти застосовували переробний ливарний чушковий чавун марки ПЛ2 наступного хімічного складу (мас. %): 4,1 C; 0,75 Si; 0,35 Mn; 0,06 Cr; 0,027 S; 0,08 P. Для отримання заданої масової частки кремнію (від 1,2 до 3,5 %) в кінці плавки у піч вводили попередньо розраховану кількість феросиліцію ФС75. Отриманий розплав у варіанті модифікування у ковші обробляли магній-кальцієвою лігатурою ФСМг7К4 у кількості 2,5 % від маси розплаву, у випадку модифікування у порожнині ливарної форми – магнієвою лігатурою ФСМг7 у кількості 1,2 % від її металоємності. Кількість фериту в металевій основі та механічні властивості високоміцного чавуну, отриманого різними методами модифікування, вивчали на зразках, виготовлених зі стандартних клиноподібних проб товщиною 25 мм.

У мікроструктурі клиноподібних виливків із високоміцного чавуну, модифікованого у ковші лігатурою ФСМг7К4, при масовій частці кремнію 2 % поряд з кулястим графітом утворювався також евтектичний цементит у кількості до 10 %. Утворення цементиту запобігали підвищенням вмісту кремнію до 2,3 % та проведенням ковшового графітизувального модифікування феросиліцієм ФС75. При вмісті кремнію понад 2,5 % графітизувальне модифікування не проводилося, оскільки кристалізування стандартних клиноподібних проб з модифікованого у ковші високоміцного чавуну проходило без утворення цементиту. При модифікуванні в

ливарній формі лігатурою ФСМг7, цементит у кількості ~10 % утворився в мікроструктурі клиноподібної проби лише за масової частки кремнію у високоміцному чавуні 1,2 %, при вищому вмісті кремнію цементит не утворювався.

За отриманими експериментальними даними було визначено математичні моделі у вигляді поліномів другого порядку та побудовані графіки (рис.1), які адекватно описують вплив масової частки кремнію в умовах методів модифікування у ковші або ливарній формі на кількість фериту α-Fe, тимчасовий опір під час розтягування σ_B, відносне видовження δ, твердість НВ, ударну в'язкість КС високоміцного чавуну в пробах.

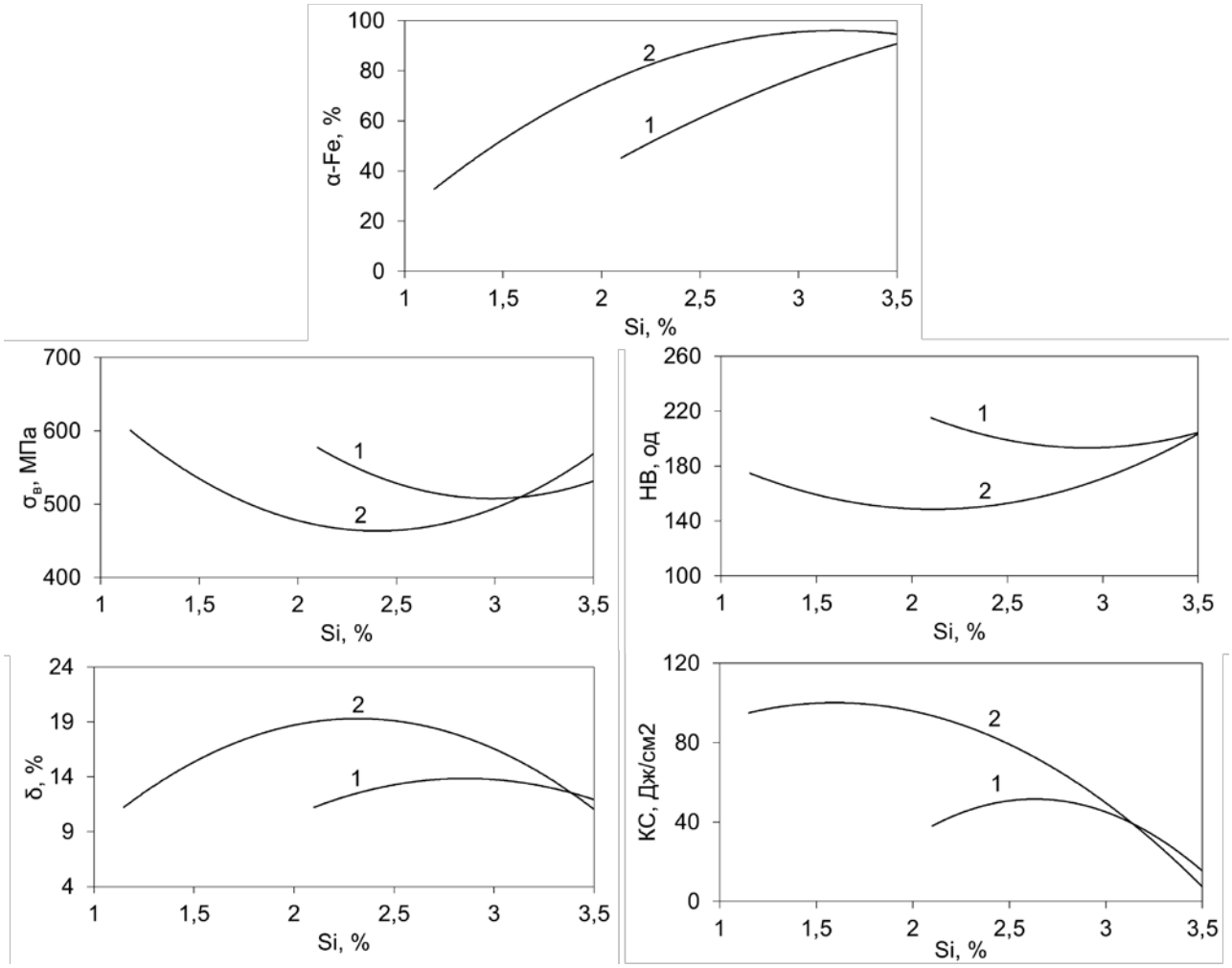


Рис. 1 – Вплив масової частки Si на структуру та механічні властивості високоміцного чавуну в клиноподібних пробах товщиною 25 мм при методах модифікування у ковші (1) або в ливарній формі (2)

$$\alpha\text{-}Fe_1 = -76{,}023 + 72{,}893 \times Si - 7{,}2109 \times Si^2,\ R = 0{,}988$$

$$\alpha\text{-}Fe_2 = -60{,}571 + 98{,}649 \times Si - 15{,}179\ Si^2,\ R = 0{,}926$$

$$\sigma_{в1}=1302-532,54\times Si+89,244\times Si^2,\ R=0,964$$

$$\sigma_{в2}=968,35-420,28\times Si+87,448\times Si^2,\ R=0,923$$

$$\delta_1=-23,801+36,381\times Si-4,6219\times Si^2,\ R=0,872$$

$$\delta_2=-12,472+27,416\times Si-5,9148\times Si^2,\ R=0,870$$

$$HB_1=472,03-191,15\times Si+32,766\times Si^2,\ R=0,987$$

$$HB_2=275,31-120,13\times Si+28,457\times Si^2,\ R=0,997$$

$$KC_1=-281,51+253,14\times Si-48,097\times Si^2\ ,\ R=0,892$$

$$KC_2=35,077+81,519\times Si-25,559\times Si^2,\ R=0,921$$

де α-Fe_1, $\sigma_{в1}$, δ_1, HB_1, KC_1 – параметри структури та механічні властивості при модифікуванні у ковші; α-Fe_2, $\sigma_{в2}$, δ_2, HB_2, KC_2 – параметри структури та механічні властивості при модифікуванні у порожнині ливарної форми; R – коефіцієнт кореляції.

Отримані закономірності справедливі за умов відсутності у структурі виливків цементиту та діапазону 2,3-3,5 % Si при модифікуванні у ковші та 1,3-3,5 % Si при модифікуванні у ливарній формі.

Отриманий модифікуванням у ливарній формі високоміцний чавун із найпоширенішою масовою часткою кремнію ~2,5 % відрізнявся від отриманого модифікуванням у ковші дещо меншою величиною тимчасового опору під час розтягування σ_B, нижчою твердістю НВ, вищим відносним видовженням δ та в 1,5 рази більшою ударною в'язкістю КС.

УДК 669.131.7:621.74:621.78.082:66.046.516

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

О. О. Ясинська, Н. П. Моісеєва

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

alexyasinskyi@gmail.com

РОЛЬ МІДІ У ФОРМУВАННІ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Для підвищення показників міцності і надання спеціальних властивостей (зносостійкості, ударостійкості, опору втомного руйнування та інших) високоміцний чавун легують. Широко застосовується легування міддю та нікелем – елементами, що зміцнюють твердий розчин, сприяють перлітизуванню металевої основи і водночас не утворюють карбідів у чавуні. Найбільш поширеним та значно дешевшим легувальним елементом для високоміцного чавуну є мідь.

Вплив легування 1,5 % Cu на механічні властивості модифікованого в ливарній формі високоміцного чавуну досліджували на зразках, виготовлених із стандартних клиноподібних проб з товщиною основи 25 мм. Для отримання клиноподібних проб базовий чавун виплавляли в індукційній печі ІСТ-016 на шихті, що складається з 85 % переробного чушкового чавуну ПЛ2 і 15 % відходів електротехнічної сталі. Мідь у кількості 1,5 % вводили у ківш при заповненні розплавом чавуну. Модифікування проходило в розташованому у ливарній формі відцентровому протоковому реакторі магнієвою лігатурою ФСМг7 у кількості 1 % від маси чавуну, що заливається у форму. Хімічний склад клиноподібних проб з нелегованого високоміцного чавуну (мас. %): 3,35-3,65 C; 2,65-2,95 Si; 0,25-0,28 Mn; 0,038-0,049 Mg; 0,015-0,018 S; 0,04-0,045 P. Вміст міді у легованому високоміцному чавуні знаходився у межах від 1,38 до 1,55 %.

Мікроструктура виливків з нелегованого високоміцного чавуну складалася з включень кулястого графіту діаметром 40-45 мкм із щільністю розподілу в структурі 370 шт/мм^2 і переважно феритної металевої основи (90-96 % фериту). У литому стані базовий нелегований високоміцний чавун мав такі показники механічних властивостей: тимчасовий опір під час розтягування σ_B = 520 МПа, умовна межа плинності $\sigma_{0,2}$ = 360 МПа, твердість НВ = 170, відносне видовження δ = 14 %, ударна в'язкість КС = 90 Дж/см^2.

В результаті легування 1,5 % Cu мікроструктура клиноподібних проб змінилася наступним чином: діаметр включень кулястого графіту зменшився до 30-35 мкм,

щільність розподілу кулястого графіту знизилася до 340 шт/мм^2, кількість перліту в металевій основі збільшилася з максимум 4 % до 45-50 % (відповідно, кількість фериту зменшилася з 90-96 до 50-55 %. Таким чином, встановлено, що вплив 1,5 % міді на перлітизування металевої основи стандартних клиноподібних проб з модифікованого в ливарній формі високоміцного чавуну проявляється вдвічі слабше, ніж у високоміцному чавуні, модифікованому в ковші [2]. Внаслідок цього отриманий високоміцний чавун характеризується значно меншим тимчасовим опором розриву σ_B=640 МПа, в порівнянні з модифікованим у ковші σ_B=900 МПа, при практично однаковій величині відносного видовження та ударної в'язкості.

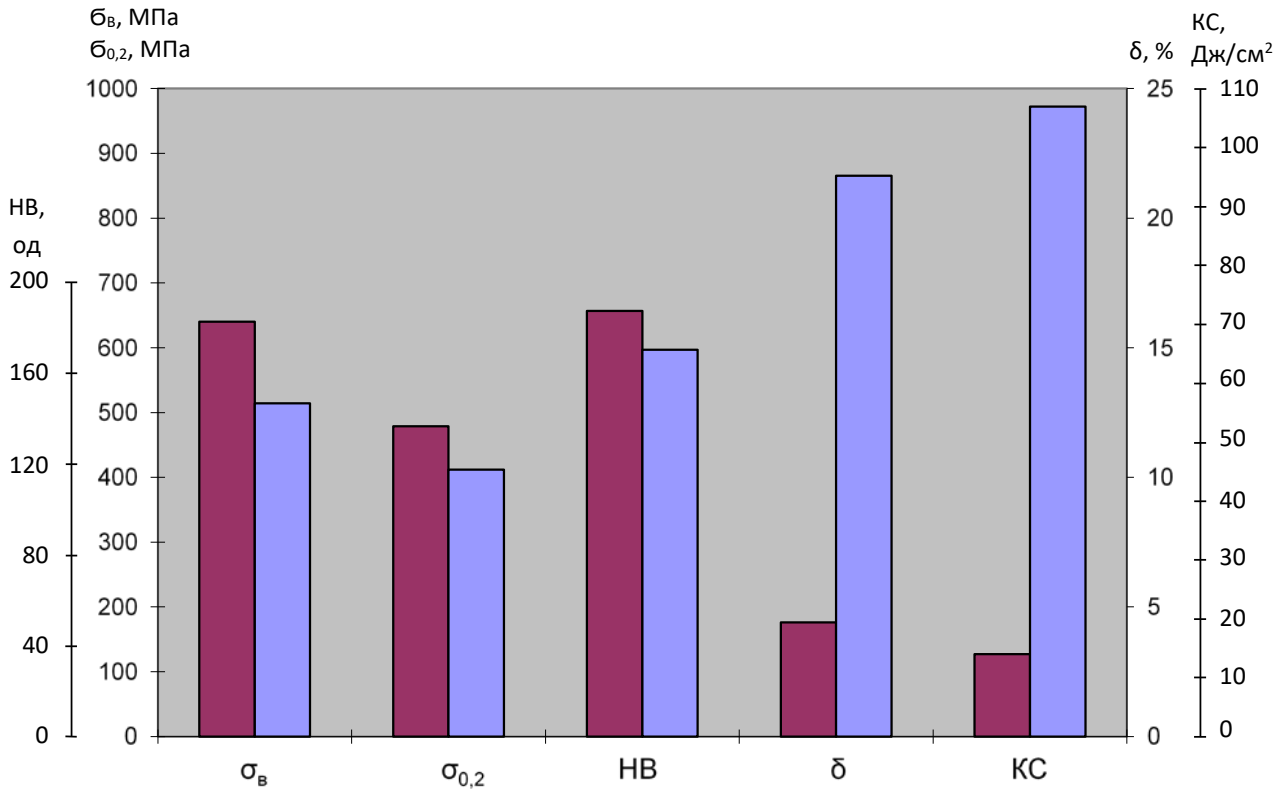


Рис. 1 – Механічні властивості легованого 1,5% Cu високоміцного чавуну в литому стані ( ) та після відпалу ( ).

Вивчено вплив термічної обробки на механічні властивості легованого 1,5 % Cu високоміцного чавуну, модифікованого в ливарній формі. Для отримання феритної металевої основи проводили ступеневий графітизувальний відпал клиноподібної проби за наступним режимом: нагрівання в печі до 880 °С, витримка 2 год., охолодження з піччю до 750 °С, витримка 1 год., охолодження з піччю до 650 °С.

Внаслідок відпалу кількість фериту в легованому міддю високоміцному чавуні збільшилася до 95 %, тобто до рівня, характерного для базового нелегованого високоміцного чавуну в литому стані. Порівняно з литим станом високоміцного чавуну, що містить 1,5 % Cu, після графітизувального відпалу спостерігається певне зменшення показників міцності (на 6…8 пунктів), знижується твердість і суттєво підвищуються відносне видовження та ударна в'язкість.

Список літератури

1. Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Берчук Д. Н., Зеленый Б. Г., Зеленая Л. А. Особенности влияние кремния на структуру и механические свойства отливок из модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна // Процессы литья. – 2011. – № 6. – с. 23-39.

2. Бубликов В. Б., Ясинский А. А., Сыропоршнев Л. Н., Бачинский Ю. Д., Козак Д. С. Медь в высокопрочном чугуне // Процессы литья. – 2010. – № 3.– с. 46-57.

УДК 669.131.7:669.15-196.5:621.74

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

В. О. Овсянников, Н. П. Моісеєва

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

otdel.vch@gmail.com

ОТРИМАННЯ «СИНТЕТИЧНОГО» ПЕРЛІТНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ З ПІДВИЩЕНОЮ ПЛАСТИЧНІСТЮ

Діючі в Україні регламентується отримання двох марок перлітного високоміцного чавуну (ВЧ700-2 і ВЧ800- 2), що в багатьох випадках не відповідають вимогам до матеріалів для сучасної техніки. Сьогодні світові лідери в галузі високоміцного чавуну створили і успішно виготовляють деталі з нових марок перлітного високоміцного чавуну типу ВЧ700-10; ВЧ800-10; ВЧ850-5, що мають підвищене в 2,5-5 разів відносне видовження. Збільшення пластичності забезпечує підвищення циклічної довговічності виробів та поліпшує їх оброблюваність різанням.

Стабільні структура та високі механічні властивості високоміцного чавуну у виливках досягаються при використанні чистих по шкідливим домішкам шихтових матеріалів. Економічно вигідно виключати з шихти чушкові доменні чавуни і замінювати їх відходами холодного штампування відповідних марок сталей. Перспективним напрямком розвитку технологій перлітного високоміцного чавуну підвищеної пластичності є застосування для модифікування феросиліцій-магній-кальцієвих лігатур, яке сприяє збільшенню кількості центрів кристалізування графіту, зменшує схильність тонкостінних виливків до утворення відбілу та об'ємну усадку, підвищує пластичність та ударну в'язкість металу виливків [2]. Метою роботи було дослідження і оптимізування технологічних параметрів отримання перлітного високоміцного чавуну з підвищеною пластичністю, виплавленого на основі сталевих відходів.

Дослідження проводили на базовому синтетичному чавуні, який одержували переплавом пакетованих відходів листової штампованої сталі (%мас.: 0,08 C, 0,2-0,3 Si, 0,08-0,11 Mn, 0,03 S, 0,02 P) з добавкою графітової стружки для навуглецювання і феросиліцію. Модифікувально-рафінувальне оброблення розплаву чавуну проводили у ковші феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою ФСМг7К4 з флюсувальною добавкою флюориту кальцію марки ФК-92, який знижує температуру і в'язкість шлаку, що утворюється під час реакційної взаємодії лігатури з розплавом. Для порівняння використовували також традиційний для технологій одержання перлітного високоміцного чавуну процес модифікування нікель-магнієвою лігатурою НіМг15 спільно з феросиліцієм ФС75. Додатково розплав легували міддю (перевершує нікель по перлітизувальній здатності і майже в 4 рази дешевша) в кількості 1,2 % (при модифікуванні лігатурою ФСМг7К4) і 0,45 % (при модифікуванні лігатурою НіМг15). Результати хімічного аналізу, досліджень мікроструктури і проведених механічних випробувань отриманих високоміцних чавунів наведені у табл. 1. Оскільки в обох випадках в литому стані не вдалось отримати переважно перлітну металеву основу (більше 92 % перліту), довелось провести термічне оброблення – нормалізування (нагрів в печі до 850+20 °С, витримка 2 години, охолодження на повітрі).

Таблиця – Хімічний склад, структура металевої основи і механічні властивості «синтетичних» високоміцних чавунів

Спосіб модифікування	Масова частка елементу, %				Структура, %		Показники механічних властивостей			
	Si	Mn	Ni	Cu	Ферит	Перліт	$\sigma_{в,}$	δ, %	КС,	НВ

							МПа		Дж/см^2	
1,5% НіМг15 + 1% ФС75	2,19	0,08	1,10	0,42	45/8	55/92	650/790	5,8/3,8	32,8/21,3	217/269
2,0% ФСМг7К4	2,34	0,11	0,05	1,12	55/8	45/92	695/883	9,0/7,2	55,4/65,5	207/255

*у чисельнику наведено дані для зразків у литому стані, в знаменнику – після нормалізування.

Після термічного оброблення – при однаковій структурі металевої основи (92 % перліту і 8 % фериту) механічні властивості одержаних високоміцних чавунів були наступні: для варіанту модифікування ФСМг7К4 – $\sigma_в$ = 883 МПа; δ = 7,2 %; КС = 65,5 Дж/см^2; 255 НВ; у варіанті модифікування лігатурою НіМг15 з ФС75 – $\sigma_в$ = 790 МПа; δ = 3,8 %; КС = 21,3 Дж/см^2; 269 НВ.

Таким чином, встановлено, що за умов модифікування феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою синтетичного чавуну (із відходів сталі) з низьким вмістом фосфору 0,02 % і марганцю 0,1%, порівняно з традиційним процесом модифікування нікель-магнієвою лігатурою і феросиліцієм, підвищуються показники механічних властивостей перлітного високоміцного чавуну: опір під час розтягування $\sigma_в$ на 12 %, відносне видовження δ на 90 %, ударну в'язкість КС у 2,1 рази.

Наведені дані розширюють уявлення про можливості високоміцного чавуну і створюють передумови для розроблення нових конструкцій деталей сучасної техніки, заготовки яких отримують литтям, з заданими високими механічними і експлуатаційними властивостями і високоефективних економічних технологій їх одержання.

УДК 621.74

С. А. Буряченко, Т. В. Берлізєва
Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», м. Харків

ПРОЕКТУВАННЯ КАТКОВОГО АГРЕГАТУ ПЕРІОДИЧНОЇ ДІЇ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ

Сучасне ливарне виробництво висуває високі вимоги до якості формувальних сумішей, оскільки саме вони значною мірою визначають точність, чистоту поверхні та механічні властивості відливок. Одним із ключових етапів підготовки формувальних

сумішей є їх ретельне перемішування, зволоження та гомогенізація. Для реалізації цих процесів широко застосовуються каткові агрегати періодичної дії, які відзначаються простотою конструкції, надійністю та ефективністю.

Проєктування каткового агрегату періодичної дії є складним інженерним завданням, що потребує врахування технологічних, механічних та економічних факторів. Основною метою такого агрегату є забезпечення рівномірного розподілу компонентів суміші (піску, глини, води та добавок), а також досягнення необхідної пластичності й міцності формувального матеріалу.

Катковий агрегат періодичної дії працює за принципом циклічної обробки певної порції суміші. Основними його складовими є чаша (робоча ємність), катки (робочі органи), привідний механізм, система завантаження та вивантаження матеріалу. Катки, що обертаються або перекочуються по поверхні суміші, здійснюють механічний вплив, який поєднує процеси роздавлювання, перемішування та ущільнення матеріалу.

Однією з ключових задач при проєктуванні є визначення оптимальних геометричних параметрів агрегату. Зокрема, діаметр і ширина катків, об’єм чаші, а також співвідношення між ними безпосередньо впливають на продуктивність і якість змішування. Збільшення діаметра катків сприяє більш глибокому проникненню в шар суміші, що покращує процес її обробки, проте водночас призводить до зростання енергоспоживання та навантаження на привід.

Важливим аспектом є також вибір кінематичної схеми агрегату. У більшості випадків застосовується схема з обертанням чаші та вільним перекочуванням катків, або навпаки – з нерухомою чашею та примусовим рухом катків. Кожен із варіантів має свої переваги: перший забезпечує більш рівномірне перемішування, тоді як другий дозволяє точніше контролювати процес обробки суміші.

Проєктування приводу каткового агрегату передбачає розрахунок необхідної потужності, яка залежить від маси суміші, її фізико-механічних властивостей, а також режиму роботи. Формувальні суміші характеризуються складною реологічною поведінкою, тому при розрахунках слід враховувати їхню вологість, зернистість та в’язкість. Надмірна потужність приводу призводить до перевитрат енергії, тоді як недостатня – до неякісного перемішування.

Окрему увагу слід приділити вибору матеріалів для виготовлення робочих органів агрегату. Катки та внутрішня поверхня чаші піддаються значному абразивному зносу, тому вони повинні виготовлятися з високоміцних і зносостійких матеріалів, таких як леговані сталі або спеціальні чавуни. Застосування змінних футерівок дозволяє

значно продовжити термін служби обладнання та знизити витрати на його обслуговування.

Не менш важливим є питання автоматизації процесу роботи агрегату. Сучасні каткові змішувачі оснащуються системами контролю та регулювання, які забезпечують дозування компонентів, контроль часу змішування, рівня вологості та температури суміші. Це дозволяє підвищити стабільність якості продукції та зменшити вплив людського фактора.

З точки зору технологічного процесу, важливим параметром є тривалість циклу обробки суміші. Надто короткий цикл не забезпечує достатнього перемішування, тоді як надто довгий призводить до перевитрат енергії та зниження продуктивності. Тому при проєктуванні необхідно знайти оптимальний баланс між якістю суміші та ефективністю роботи агрегату.

Економічна доцільність проєктування каткового агрегату визначається його продуктивністю, енергоефективністю, витратами на обслуговування та терміном служби. Використання сучасних методів розрахунку та моделювання дозволяє оптимізувати конструкцію ще на етапі проєктування, що значно знижує витрати на виготовлення та експлуатацію обладнання.

Таким чином, проєктування каткового агрегату періодичної дії для виготовлення формувальних сумішей є комплексною задачею, яка вимагає врахування широкого спектра факторів. Правильний вибір конструктивних параметрів, матеріалів та режимів роботи забезпечує отримання високоякісної формувальної суміші, підвищення ефективності виробництва та конкурентоспроможності ливарного підприємства.

УДК 621.74:519.233

Н. М. Бушуй, **В. В. Кухар**

ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА», Запоріжжя

ОБҐРУНТУВАННЯ ПЕРЕХОДУ ВІД ПІЩАНО-ГЛИНИСТИХ ДО ХОЛОДНОТВЕРДІЮЧИХ СУМІШЕЙ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ РЕГРЕСІЙНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ТА АНАЛІЗУ ЕНЕРГОЄМНОСТІ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ

Актуальність роботи обумовлена необхідністю модернізації машинобудівних та ремонтних ливарних цехів вітчизняних металургійних підприємств для зниження

енергоємності виробництва, підвищення конкурентоспроможності продукції та досягнення енергонезалежності.

Об'єктом дослідження є процес формоутворення ливарних форм із використанням піщано-глинистих (ПГС) та холоднотвердіючих сумішей (ХТС).

На сьогоднішній день у ливарному виробництві ТОВ «Метінвест Машинері» філіалу №1 (м. Запоріжжя), виготовлення основної номенклатури форм базується на використанні ПГС із вмістом глини 9,0–12,0%. Аналіз існуючого технологічного процесу виявив низку суттєвих недоліків, що стримують розвиток виробництва. Головною проблемою є необхідність тривалої теплової сушки форм у газових сушилах для видалення вологи (яка становить 4,0–8,0%) та надання їм базової міцності. Цей процес є вкрай енергоємним, призводить до значних витрат природного газу та подовжує технологічний цикл. При цьому границя міцності на стиск складає лише 0,05–0,08 МПа, що часто призводить до руйнування форм під впливом розплаву, рівень браку литва зростає. Таким чином, ключовою проблемою є поєднання високої енергоємності сушіння ПГС із недостатньою міцністю форм, що обмежує ефективність виробництва.

Метою роботи є комплексне наукове, технологічне та екологічне обґрунтування доцільності переходу ливарної дільниці з традиційних ПГС на сучасні фуранові ХТС, які є пріоритетними серед органічних систем для відповідального литва [1].

Для вирішення поставленої проблеми було застосовано комплексний підхід, що поєднує емпіричні лабораторні дослідження та метод регресійного аналізу. Це дозволяє кількісно оцінити вплив технологічних параметрів і визначити домінуючі фактори процесу.

На першому етапі було кількісно доведено енергетичну неефективність традиційної технології ПГС. Дослідження проводилися на базі сертифікованої ливарної лабораторії з використанням комплексу приладів (аналітичні ваги Axis AD500, прилад вологості 062М, лабораторний копер 2М030, прилад для визначення газопроникності 042, цифрова випробувальна машина 04116А). Із застосуванням методики планування експерименту було отримано регресійну математичну модель процесу термічного сушіння ПГС ($R^2 = 0,84$):

$$Y_1 = 0,351 - 0,018*X_1 - 0,065*X_2 - 0,003*X_3 - 3,77*10^{-5}*X_4 - 0,0002*X_5.$$

де Y_1 – залишкова вологість, %; X_1 – початкова вологість, %; X_2 – міцність, МПа; X_3 – газопроникність, од.; X_4 – температура сушіння, °С; X_5 – час сушіння, хв.

Аналіз вагомості коефіцієнтів свідчить, що зниження залишкової вологості до безпечного рівня (0–0,02%) визначається переважно тривалістю сушіння (X_5 = 600–670 хв). Спроби інтенсифікувати процес шляхом підвищення температури (X_4) у

діапазоні 350–400 °С виявилися марними: цей фактор не забезпечує статистично значущого прискорення дифузійного видалення вологи.

Альтернативою є технологія фуранових ХТС, де твердіння відбувається шляхом хімічної полімеризації за кімнатної температури. Регресійний аналіз параметрів ХТС дозволив отримати таку математичну модель (R^2 = 0,735):

$$Y_2 = 1{,}375 + 2{,}5*X_1 - 1{,}079*10^{-17}*X_2 - 0{,}003*X_3.$$

де Y_2 – міцність форми на стиск, МПа; X_1 – вміст фуранової смоли, % (0,8–1,2 %); X_2 – частка кислотного каталізатора, % (30–50 %); X_3 – частка вторинного піщаного регенерату, % (0–50 %).

Отримане рівняння має важливе технологічне значенняі повністю узгоджується з сучасними дослідженнями ієрархії впливу параметрів [2]**.** Доведено, що вирішальним чинником формування міцності є прецизійне дозування фуранової смоли. Натомість вплив кислотного каталізатора виявився статистично незначущим. Збільшення дози каталізатора з 30% до 50% не дає приросту міцності форми, а лише провокує надмірне виділення токсичного діоксиду сірки. Також математично підтверджено, що введення до 50% вторинного регенерату суттєво не погіршує міцнісних показників, що гарантує високу рентабельність процесу.

Впровадження даних ХТС замість ПГС забезпечує наступні переваги [3]**:**

1. Енергоефективність та відмова від газу. Форми з ХТС не потребують теплової сушки. Це дозволяє виключити з технологічного ланцюжка газові сушила, скоротити час технологічного циклу на понад 10 годин та знизити загальні енерговитрати формувальної дільниці на 90–95%.

2. Підвищення якості лиття. У діапазоні дозування смоли 0,8–1,2% досягається міцність форми 3,0–5,0 МПа, що у десятки разів перевищує показники ПГС. Це гарантує стійкість піщаної матриці до гідродинамічних ударів гарячого металу та ліквідує дефекти осипання, а висока точність розмірів зменшує припуски на механічну обробку.

3. Ресурсозбереження. Завдяки можливості безпечного використання відпрацьованого піску (до 50% і більше), підприємство радикально зменшує витрати на закупівлю свіжих формувальних матеріалів і знижує обсяги відвалів.

4. Екологічний контроль. Відмова від спалювання природного газу суттєво зменшує вуглецевий слід цеху. Проте термічна деструкція фуранового полімеру під час заливки вимагає обов'язкової інтеграції потужних систем локальної витяжної вентиляції (аспірації) прямої дії, яка має бути синхронізована зі змішувачами для миттєвого перехоплення токсичних викидів.

Таким чином, заміна піщано-глинистих сумішей на фуранові ХТС є стратегічно важливим кроком модернізації, що дозволить підприємству суттєво зменшити енерговитрати, стати енергонезалежним, покращити якість продукції та підвищити загальну ефективність ливарного виробництва за умови жорсткого дотримання стандартів екологічної безпеки [3]**.**

Список літератури

1. Лютий Р. В., Селівьорстов В. Ю., Іванов В. Г., Ямшинський М. М. Зв’язувальні матеріали для ливарних форм і стрижнів: проблеми і перспективи. *Метал та лиття України*. 2022. Т. 30, № 2. С. 72–82.

2. Acharya S. G., Vadher J. A., Sheladiya M. A. Furan No-Bake Binder System Analysis for Improved Casting Quality. *International Journal of Metalcasting*. 2016. Vol. 10, No. 4. P. 491–499.

3. Бушуй Н. М., Пашинський В. В. Перспективи впровадження Cold-Box та ХТС-процесів при модернізації ливарного виробництва. *Start in Science:* збірник тез і анотацій наукових доповідей. Одеса: Олді+, 2025. С. 40–41.

УДК 621.74.043

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

Національний технічний університет

"Харківський політехнічний інститут", Україна, м. Харків

ОКИСНІ ПЛІВКИ ПРИ ЛИТТІ ПІД НИЗЬКИМ ТИСКОМ

Однією з основних дефектів виливків з алюмінієвих сплавів, одержуваних методом лиття під низьким тиском (ЛНТ), є окисні плівки.

Окисні плівки виникають у процесі одержання алюмінієвих сплавів, якщо поверхня металу не покрита флюсом, а також у зв'язку з тим, що в тиглі завжди залишається частина недовикористанного сплаву з частинками плівок, що знаходяться у зваженому стані. Коли в тигель доливають свіжі порції сплаву, то окислена плівка в сплаві дробиться і частки плівок залишаються у свіжому розплаві [1].

Існує кілька способів боротьби з окисними плівками.

Найкращим способом є заміна тигля або злив залишків сплаву у виливницю та очищення стінок тигля від плівок. Однак при цьому губиться частина розплаву.

Перспективним методом є рафінування металу. Для очищення алюмінієвих сплавів застосовують рафінування хлоридами, флюсами, а також продування інертними та активними газами. Поряд із рафінуванням можна також застосовувати вакуумування. Оптимальна тривалість вакуумування становить 15-20 хв при тиску 133,3Па. Вакуумна дегазація при ЛНТ не вимагає складного додаткового обладнання, так як у кожній ливарній машині вже є герметична камера.

Найбільш ефективним методом є фільтрація металу. На вході в металопровід у нижній його частині міститься змінний фільтр, що складається з двох дисків, бажано з листового титану, з отвором діаметром 5...6 мм. Між дисками знаходиться суміш із магнезитової, хромомагензитової та корундової крихти з розміром частинок 5-10 мм. Товщина шару суміші залежить від бажаного ступеня фільтрації. На вході в порожнину форми можна застосовувати фільтр зі склотканини з осередками 0,6 мм.

Видалення окисних плівок із металу дозволяє значно підвищити якість виливків.

Список літератури

1.Ponomarenko, O., Yevtushenko, N., Akimov, O., Vasilets, V., Lopes, H. (2025). Study of the Laws of Random Fluctuations in the Parameters of Foundry Processes and the Quality of Castings. In: Machado, J., Trojanowska, J., Ottaviano, E., Xavior, M.A., Valášek, P., Basova, Y. (eds) Innovations in Mechanical Engineering IV. icieng 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-93554-1_36

https://www.scopus.com/pages/publications/105008993312?origin=resultslist

УДК 669.15 – 194:539.24/.27

А. М. Верховлюк, Р. А. Сергієнко, О. А. Щерецький, В. О. Щерецький, Д. С. Каніболоцький, М. І. Науменко, Р. С. Сергійко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

anatoliiverkhovliuk@gmail.com

ВЗАЄМОЗВ’ЯЗОК ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ З ЇХ МІКРОСТРУКТУРОЮ

Досліджено вплив швидкості охолодження на мікроструктуру високоентропійних сплавів систем FeNiCrCuMn та FeNiCrCuAl здійснювали шляхом запису і подальшої обробки кривих охолодження [1-2]. Їх визначали в різних частинах одного виливка з

різним перетином, а також у формах, які виготовлено з різних матеріалів. Оскільки вона є чинником впливу на структуру сплаву та його механічні властивості, то найбільш важливим є визначення швидкості охолодження сплаву в період формування структури виливка, тобто, при його кристалізації. Її визначали на найбільш крутих, з максимальним нахилом ділянках кривих охолодження в інтервалі між температурами ліквідус та солідус. Вивчали вплив швидкості охолодження на структуру сплавів в залежності від матеріалу ливарної форми. Вона у чавунному кокілі на один-два порядки більша, ніж у керамічній формі. Найбільшу швидкість охолодження мали виливки діаметром 8-10 мм, які заливали в чавунний кокіль (від 70 °С/с до 174 °С/с), а найменша була визначена при литті у керамічні форми (піщано-глинясті форми (ПГФ), кварцові трубки) та при литті за моделями, що газифікуються (від 0,75 °С/с до 2 °С/с). При литті виливків у керамічні форми зі збільшенням їх поперечного перерізу з 15 мм до 30 мм розміри карбідів та дендритів в структурі зразків збільшувалися за рахунок зменшення швидкості охолодження в 4-5 разів. В центрі виливка розміри карбідів та гілочок дендритів збільшувалися приблизно удвічі у порівнянні з його краєм. Структура виливків діаметром 8-10 мм, які були відлиті у чавунний кокіль складається із дрібних дендритів та тонких голчастих карбідів – для зразка системи FeCrCuNiMn (склад: Fe – 24,934 мас. %, Ni – 20,373 мас. %, Cr – 17,232 мас. %, Mn – 13,327 мас. %, Cu – 22,941 мас. %, C – 0,790 мас. %, домішки Si – 0,376 мас.%, P – 0,012 мас.%, S – 0,015 мас. %) поперечні розміри дендритів змінювалися від 2 мкм до 5 мкм, а карбідів від 1,5 мкм до 6 мкм. При литті сплаву тієї самої системи у ПГФ розміри дендритів і карбідів змінювалися від 3,5 мкм до 20 мкм та від 7 мкм до 20 мкм, відповідно. У виливках системи FeCrCuNiAl (склад: Fe – 20,25 мас. %, Ni – 18,24 мас. %, Cr – 16,14 мас. %, Al – 12,04 мас. %, Cu –мас. 23,56 %, C – 0,524 мас. %, домішки Mn –7,53 мас. %, Si – 0,813 мас.%, P – 0,0226 мас.%, S – 0,0233 мас.%) дендрити мають розміри від 2 мкм до 6 мкм, карбіди від 3 мкм до 8 мкм при литті у чавунний кокіль, а при литті у кварцові трубки дендрити – від 10 мкм до 30 мкм, а карбіди – від 5 мкм до 20 мкм. При литті сплавів системи FeCrCuNiMn з меншою кількістю вуглецю (склад: Fe – 21,71-27,41 мас. %, Ni – 15,64-17,55 мас. %, Cr – 18,72-23,47 мас. %, Mn – 15,82-19,44 мас. %, Cu – 15,36-22,81 мас. %, C – 0,070-0,14 мас. %, домішки Si – 0,354-0,52 мас.%, P – 0,02-0,03 мас.%, S – 0,02-0,03 мас.%), карбідів не було виявлено, а середній розмір дендритів у виливках діаметром 8 мм дорівнював приблизно 3,4 мкм при литті у чавунний кокіль, а при литті у ПГФ середній розмір дендритів змінювався від 9 мкм до 18 мкм.

Список літератури

1. R. Sergiienko, A. Sharma, O. Shcheretskyi, V. Shcheretskyi, V. Myslychenko, A. Verkhovliuk, A. Stepashkin, J. Qiao Thernophisical properties of $Zr_{65}Cu_{17,5}Ni_{10}Al_{7,5}$ bulk vetallic glass // J. of Non-Crytalline Solids 656 (2025) 123477.

2. R. Sergiienko, V. Shcheretskyi, O. Shcheretsky, R. Serhiiko, O. Yakovenko, O. Zatsarna, A. Verkhovliuk Structure and properties of heat-resistant FeNiCrCuAl high-entropy alloys. IX International Materrials Science conference “High MatTech – 2025, octob, 2025, Keiv, Ukraine, p. 195.

УДК 669.15 – 194:66.061.1

А. М. Верховлюк, Д. С. Каніболоцький, М. І. Науменко, О. А. Каранда

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

anatoliiverkhovliuk@gmail.com

КОРОЗІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ, ЩО МІСТЯТЬ ВУГЛЕЦЬ, БОР ТА ВАНАДІЙ В ЛУЖНИХ ТА КИСЛИХ РОЗЧИНАХ

Відомо, що корозія є однією з найбільш поширених проблем з металами та сплавами. Вона виникає, коли відбувається окислення, процес коли складові сплаву взаємодіють з киснем. Всі види металів та сплавів схилені до неї. Існують наступні види корозії: рівномірна, гальванічна, щілинна, пітінгова, корозійні розтріскування під напругою і т. д. [1].

Хімічна корозія здійснюються в сухих газах, безводних рідинах, розплавах солей та металів. В усіх умовах, пов’язаних з вологою та утворенням електролітів, виникає електрохімічна корозія, яка пов’язана із переносом електричних зарядів.

Досліджено корозійну стійкість жароміцних високоентропійних сплавів системи FeNiCrCuMn еквіатомного складу, що містять вуглець (у концентраціях 3, 6, 9 ат.%) і бор (3 ат.%), а також що містять ванадій (у концентраціях 2,5 ат.% і 5 ат.%) у розчинах хлориду натрію (pH 7), лугу NaOH (pH 13) та сірчаної кислоти (pH 1). Їх корозійну стійкість порівнювали зі стійкістю нержавіючої сталі марки 10Х18Н9Л. Зразки для випробувань готували за допомогою токарного верстата: із круглої заготовки вирізали диски товщиною 2 мм і діаметром 18 мм. Після цього їх зважували на аналітичних терезах ВЛР-200 з точністю $1 \cdot 10^{-4}$ г та розраховували площу поверхні, яка контактуватиме з корозійно-активним середовищем. Підготовлені зразки (по 3 шт.)

розміщували у спеціальних ємностях і заливали 100 мл корозійно-активного розчину. Експерименти проводили за кімнатної температури протягом 432 годин. Для прискорення корозійних процесів зразки періодично виймали з розчину, витримували на повітрі протягом години, а потім знову занурювали у розчин. Кожні 72 години зразки виймали з відповідної ємності, промивали питною та дистильованою водою, а продукти корозії видаляли за допомогою ластика. Після цього зразки висушували на фільтрувальному папері, протирали спиртом і повторно зважували. Під час тривалого контакту з розчином щодня контролювали та підтримували необхідне значення pH. Втрату маси досліджуваних матеріалів, які контактували з корозійно-активним середовищем, перераховували на одиницю площі за співвідношенням ΔP/S, де ΔP — втрата маси (г), S — площа поверхні ($м^2$).

Встановлено, що високоентропійні сплави з різним вмістом вуглецю, бору та ванадію мають корозійну стійкість, вищу за сталь марки 10Х18Н9Л [2].

Список літератури

1. Похмурський В. І., Хома М. С. Корозійна втома металів і сплавів. Львів:СПОЛОМ. 2008, 304 с.

2. Qiu Y., Thomas S. et. al. Corrosion of high entropy alloys. npj. Mater. Degrad. 2017, N 1 (15). P. 1-18.

УДК 669.295:620.18:621.78

С. М. Волошко[1], А. П. Бурмак[1], І. А. Владимирський[1], М. М. Ворон[1,2], С. Л. Шваб[2,3]

[1]КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

[2]Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

[3]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

Mykhailo.m.voron@gmail.com

ПОРІВНЯННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ СПЛАВУ Ti-6Al-4V, ОТРИМАНОГО АДИТИВНИМИ ТА МЕТАЛУРГІЙНИМИ МЕТОДАМИ ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Адитивні технології виготовлення металевих виробів активно розвиваються протягом останніх років і стають важливою альтернативою традиційним металургійним методам виробництва [1]. На відміну від класичних технологій, що

базуються на видаленні матеріалу або пластичній деформації, адитивне виробництво передбачає пошарове нарощування матеріалу безпосередньо за цифровою моделлю. Це відкриває нові можливості для створення складних геометричних форм, зменшення витрат матеріалу та скорочення часу виготовлення деталей. Особливо перспективним застосування адитивних технологій є для виробництва деталей із титанових сплавів, які широко використовуються в авіаційній, медичній та енергетичній галузях [2].

Одним із найбільш поширених конструкційних титанових матеріалів є сплав Ti-6Al-4V (Grade 5), який характеризується високою питомою міцністю, корозійною стійкістю та задовільними технологічними властивостями. Разом із тим, структурний стан цього сплаву значною мірою залежить від способу отримання матеріалу та подальших режимів термічної обробки. У випадку адитивного виробництва швидкість кристалізації та специфіка теплових циклів суттєво відрізняються від традиційних металургійних процесів, що призводить до формування нерівноважних структур і внутрішніх напружень, тому вивчення впливу різних технологій виготовлення та режимів термічної обробки на структурно-фазовий стан сплаву Ti-6Al-4V є актуальною науковою задачею [3-5].

Відповідно до цього, було проведено експерименти і проведено порівняння мікроструктури, фазового складу та мікротвердості сплаву Ti-6Al-4V, отриманого різними технологічними методами – селективним лазерним плавленням (SLM), дуговим адитивним наплавленням дротом (WAAM) та традиційним металургійним способом (прокат злитку). Дослідження проводили для вихідного стану сплаву та після різних видів термічної обробки.

Як вихідний металургійний матеріал використовували гарячекатаний пруток сплаву Ti-6Al-4V діаметром 20 мм. Зразки, отримані методом селективного лазерного плавлення, виготовляли в середовищі аргону зі сферичного попрошку розміром 15-53 мкм на установці з потужністю лазера 200 Вт, товщиною шару 25 мкм і швидкістю сканування 500 мм/с. Зразки, отримані методом WAAM, формували за допомогою аргонодугового наплавлення дроту діаметром 2 мм із того самого сплаву.

Для оцінки впливу термічної обробки застосовували: відпал при температурі 980- 990 °С протягом чотирьох годин із повільним охолодженням у печі; гартування з цієї ж температури з витримкою одну годину та охолодженням у воді; а також гартування з наступним старінням при температурі 530 °С протягом шести годин. Такі режими дозволяють дослідити процеси фазових перетворень сплаву та оцінити їх вплив на формування кінцевої структури і фазового складу.

Мікроструктурні дослідження показали, що у вихідному стані зразки, отримані різними методами, суттєво відрізняються за морфологією структурних складових. Металургійний зразок характеризується дрібнозернистою структурою з вираженою текстурою деформації, що сформувалася під час гарячої прокатки. Зерна мають витягнуту форму і розміри порядку десятків мікрометрів. Така структура сприяє активізації процесів рекристалізації під час подальшої термічної обробки. Зразки, виготовлені методом селективного лазерного плавлення, мають нерівноважну структуру, що складається з голчастих або пластинчастих елементів α-фази, яка структура формується внаслідок надзвичайно високих швидкостей охолодження мікрооб'ємів сплаву під час процесу друку, які можуть досягати 10^5–10^6 К/с. У результаті виникає мартенситоподібна α’-фаза, що характеризується підвищеною твердістю та високим рівнем внутрішніх напружень. Структура матеріалу, отриманого методом WAAM, є більш близькою до литої та деформованої структури одночасно. Вона складається з колоній α-фази з пластинчастою морфологією та певною текстурою, що виникає внаслідок спрямованого тепловідведення під час пошарового наплавлення. В межах окремих шарів структура є відносно однорідною, проте між шарами можуть спостерігатися певні відмінності через повторні теплові цикли нагрівання і охолодження.

Після відпалу при температурі близько 990 °C у всіх досліджених зразках відбувається істотна перебудова структури, яка є двофазною і складається з пластин α-фази та міжпластинчастих ділянок β-фази. При цьому в металургійних і SLM-зразках структура стає більш однорідною, тоді як у WAAM-зразках спостерігається значно більш дрібнодисперсна структура з наявністю глобулярних зерен.

Гартування призводить до формування мартенситоподібної структури у всіх типах зразків. У металургійних матеріалах вона характеризується відносно рівномірним розподілом тонких голчастих елементів. У зразках SLM після гартування структура є грубішою, а розміри мартенситних α’-пластин можуть досягати 80–100 мкм. У випадку WAAM структура після гартування є неоднорідною і містить голки різної довжини, що зумовлено складною термічною історією формування матеріалу.

Подальше старіння після гартування приводить до стабілізації структури та утворення дисперсних виділень. Найбільш сприятлива структура формується у WAAM-зразках, де зберігається значна кількість тонкодисперсної голчастої мартенситної α’-фази. У зразках SLM спостерігається часткова нестабільність структури, що проявляється у складності розмежування α- та α’-фаз.

Результати вимірювання мікротвердості показали суттєву залежність мікромеханічних властивостей від технології виготовлення та режиму термічної обробки. Найбільша мікротвердість (440 HV) у вихідному стані характерна для зразків, отриманих методом SLM, що пов'язано з наявністю мартенситної структури та підвищеним вмістом міжвузлових домішок, зокрема кисню. Після відпалу твердість дещо зменшується, що пояснюється релаксацією внутрішніх напружень та частковим розпадом мартенситної структури.

Для металургійних і WAAM-зразків мікротвердість у вихідному стані є близькою за значенням (390 HV), що пояснюється подібним рівнем дисперсності структури. Водночас після гартування, WAAM-зразок демонструє найбільше зростання мікротвердості 530 HV, порівняно з 510 і 480 HV для металургійного та SLM зразків відповідно. Максимальні значення мікротвердості спостерігаються після гартування з подальшим старінням, коли формується значна кількість дисперсної мартенситної фази і ці значення сягають 600 HV для металургійного, 530 HV – для SLM і 510 HV для WAAM зразків.

Фазовий аналіз методом рентгенівської дифракції показав різне співвідношення у зразках α-фази та β-фази, що суттєво залежить від способу отримання матеріалу та режимів термічної обробки. У зразках SLM через імовірно підвищений вміст кисню спостерігається підвищений вміст α-фази та значна ширина дифракційних максимумів, що свідчить про високий рівень мікродеформацій і малий розмір областей когерентного розсіювання. У WAAM-зразках, навпаки, відзначається більш виражена текстура і більші розміри кристалітів, що пов'язано з нижчою швидкістю охолодження під час формування матеріалу. Після термічної обробки відбувається зміна фазового складу, зокрема зменшення кількості β-фази та формування інтерметалідних фаз Ti_3Al.

Узагальнюючи отримані результати, можна зробити висновок, що технологія виготовлення суттєво впливає на еволюцію структури сплаву Ti-6Al-4V під час термічної обробки. Адитивні методи дозволяють отримати більш дисперсні та нерівноважні структури, що сприяє підвищенню мікротвердості матеріалу. Особливо ефективною виявилася технологія WAAM, яка після гартування та старіння забезпечує формування тонкодисперсної мартенситної структури та максимальні значення мікротвердості.

Таким чином, результати дослідження підтверджують перспективність застосування адитивних технологій для виготовлення деталей із титанових сплавів із керованими структурними та механічними властивостями. Оптимальний вибір

технології виробництва та режимів термічної обробки дозволяє цілеспрямовано формувати фазовий склад і мікроструктуру матеріалу, забезпечуючи необхідний комплекс експлуатаційних характеристик.

Список літератури

1. Marks P. 3D printing takes off with the world’s first printed plane // New Scientist. – 2011. – Vol. 211, No. 2823. – P. 17–18.

2. Zhang Y., Wu L., Guo X., Kane S., Deng Y., Jung Y.-G., Zhang J. Additive manufacturing of metallic materials: A review // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2018. – Vol. 27, No. 1. – P. 1–13. – DOI: 10.1007/s11665-017-2747-y.

3. Benedetti M., Torresani E., Leoni M., Fontanari V., Bandini M., Pederzolli C., Potrich C. The effect of post-sintering treatments on the fatigue and biological behavior of Ti-6Al-4V ELI parts made by selective laser melting // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2017. – Vol. 71. – P. 295–306. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2017.03.028.

4. Williams S. W., Martina F., Addison A. C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + arc additive manufacturing // Materials Science and Technology. – 2016. – Vol. 32, No. 7. – P. 641–647. – DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000073.

5. Zenou M., Grainger L. Additive manufacturing of metallic materials // Additive manufacturing technologies / ed. by I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2018. – P. 53–103. – DOI: 10.1016/B978-0-12-812155-9.00003-3.

УДК 621.74.041/621.742.48

В. А. Гнатуш
vgnatush@gmail.com

БІОРОЗКЛАДНІ В`ЯЖУЧІ КОМПОНЕНТИ В ЛИВАРНИХ ФОРМАХ І СТРИЖНЯХ

Негативний вплив ливарної промисловості на навколишнє середовище пов’язаний з процесами плавлення металів та використанням мінеральних домішок, що впродовж технологічного процесу супроводжується виділенням вихлопних та відпрацьованих газів, пилу, а також утилізацією мінеральних залишків [1]. Пил виділяється під час плавлення металу, формування піщано-глинястих сумішей, лиття

і вибивання ливарних форм. При виготовленні ливарних форм і стрижнів для зв’язування піску використовуються різні добавки. В результаті під час зв’язування піску, заливання металу в ливарну форму та її охолодження утворюються неорганічні та органічні речовини (наприклад аміни, летючі органічні речовини (Volatile organic compounds, VOC) [1].

Вимоги щодо підвищення якості металевих виливків, забезпечення задовільних екологічних показників ливарних технологій, доступності та вартості матеріалів були передумовами коливання обсягів використання різних зв’язувальних добавок у XX - XXI століттях. В результаті вміст смоли у формувальних сумішах в часовому інтервалі зменшився від 3–4 % до 0,8–1,0 %. Наразі проблема залишається, так як токсичні речовини, які виділяються з ливарних форм і стрижнів у вигляді газів і конденсату в атмосферу, а також потрапляють у верхній шар землі, за масою становить 30–40 % всіх викидів ливарного цеху. Таким чином актуальною науковою проблемою світового масштабу є створення екологічних зв’язувальних добавок/компонентів з необхідним комплексом властивостей для ливарного виробництва [2].

Для зменшення використання органічного в'яжучого матеріалу при виготовленні стрижнів для лиття під тиском алюмінієвих впускних колекторів двигунів автомобіля розроблені різні склади неорганічних в'яжучих речовин [1]. При цьому в якості в`яжучого компоненту використовується водний розчин сірчанокислого магнію і/або поліфосфату в кількості 3-8% за вагою. Для зменшення часу, необхідного для сушіння ливарних стрижнів до 10-20 секунд, підігрітий пісок (60-80 ºС) вдувається в гарячу камеру (120-140 ºС) установки для приготувань стрижнів. Оціночно, використання вказаної технології забезпечує зменшення витрат на виготовлення стрижнів на 30-50%, порівняно з технологією холодного стрижневого ящика. При цьому також відсутні викиди розкладання в`яжуючих речовин як при виготовленні стрижнів, так і при заливання ливарної форми розплавом [1].

Перспективним напрямком розвитку технології піщаної ливарної форми є застосування біорозкладних в’яжуючих компонентів. Згідно зі стандартом ASTM D-5488-94d «Standard Terminology of Environmental Labeling of Packaging Materials and Packages (Withdrawn 2002)», термін «біорозкладний» (biodegradable) означає «здатний до розкладання на вуглекислий газ, метан, воду, неорганічні сполуки або біомасу», де переважним механізмом є ферментативна дія мікроорганізмів [3]. Механізм біорозкладності може бути виміряний за допомогою стандартних тестів протягом певного періоду часу при утилізації в різних середовищах (рідке, інертне або компостне). Впродовж 90-х років XX століття корпорація General Motors (США)

розробила нову систему зв'язування формувальних пісків на основі білкового складу (protein composition called), під назвою GMBOND [3].

На початку 1990-х років відділ досліджень і розробок (R&D) компанії General Motors (GM) розпочав роботу над пошуком нової екологічно чистої системи піщаного в'яжучого матеріалу (GMBond ®) [4]. Цей в'яжучий матеріал був представлений американській ливарній промисловості у 1994 році. Піщана сполучна речовина GMBond® складається переважно з біополімерів тваринного походження, які є комбінаціями амінокислот, з'єднаних разом, утворюючи довгі ланцюги, що називаються білками. Під час відпрацювання технології кількість сполучної речовини, що використовувалася, становила 1% від ваги піску, а також добавлялась вода в кількості 2% від ваги піску. У цьому технологічному процесі брухт стрижнів легко використовується повторно, оскільки жодної хімічної реакції не відбулося. У стрижневій машині GMBond® прес-форма нагрівається електрикою в інтервалі від 100 до 150°С, а потім стрижень висушується повітрям з температурою 120°С [4].

Випробування показали, що час технологічного циклу для стрижня GMBond® був на 36% довшим, ніж для оновленого фенольно-уретанового в'яжучого матеріалу. В той же час GMBond® має перевагу над фенольно-уретановим в'яжучим в сегменті переробки брухту стрижнів, зменшенні токсичних викидів та потреби у вентиляційному обладнанні, а також у підвищеній міцність стрижня, легкому вибиванні виливків та покращеній екологічній безпеці [4].

Повідомляється [3], що в Польщі наукова група К. Русіна (K. Rusin) в 2003р. випробувала можливість використання біогенних в'яжучих речовин на основі білків (proteins derived), отриманих як побічні продукти фармацевтичної промисловості. Б. Грабовська (B. Grabowska) в 2013р. запропонувала використовувати водні біорозкладні полімерні композиції, що складаються з акрилових похідних та модифікованих природних полімерів (BioCo) в якості зв'язувальних компонентів формувальної суміші в ливарному виробництві [3].

Випробувано використання формувальних сумішей з новим двокомпонентним в'яжучим, який містить фурфурил-резольну смолу та полікапролактон (polycaprolactone, PCL) для виробництва важких виливків з ковкого чавуну. Дослідження показало, що додавання нового біорозкладного PCL - в’яжучого у кількості 5% до фурфурил-резольної смоли суттєво не змінює характеристики формувальної суміші та виливків з ковкого чавуну [5].

Повідомляється [6], що відповідно до Програми скорочення викидів від лиття США (Casting Emission Reduction Program, CERP) на підприємствах США було

проведено дослідження викидів в навколишнє середовище біополімерного в'яжучого на основі білка для документування побічних продуктів розкладання, що утворюються під час виготовлення виливків з алюмінієвих сплавів. Дослідження викидів проводилися під час операцій заливання розплаву, охолодження та вибивання ливарних форм. Результати порівняльного дослідження лиття між біополімерним в'яжучим та фенольним уретаном показали зменшення на 91% вмісту небезпечних забруднювачів повітря (hazardous air pollutants, HAPs), на 91% вмісту летких органічних сполук (volatile organic compounds, VOCs) та на 99% вмісту поліциклічних органічних матеріалів (polycylic organic materials, POMs). Біополімерне в'яжуче (biopolymer binder) продемонструвало потенціал для значного зменшення викидів небезпечних сполук, що виробляються в галузі ливарного виробництва [6].

Висновки.

Представлена інформація стосовно розробки та використання біорозкладних в’яжучих в формувальні та стрижневих сумішей при виробництві металевих виливків. Визначено, що використання таких добавок підвищує екологічну безпеку ливарного виробництва.

Список літератури

1. Інтегроване запобігання та контроль забруднення. Довідковий документ щодо найкращих доступних технологій та методів управління (ДД НДТМ) у ковальській та ливарній промисловості. Європейська Комісія. Травень 2020 року. 405 с. URL: https://mepr.gov.ua/wp-content/uploads/2023/07/sf_bref_0505_1_ukr_ed_final.pdf/.

2. Лютий Р. В., Селівьорстов В. Ю., Іванов В. Г., Ямшинський М. М. Зв’язувальні матеріали для ливарних форм і стрижнів: проблеми і перспективи. Метал та лиття України. 2022. том 30, № 2 (329), с.72-82.

URL:https://metalsandcasting.com/index.php/mcu/article/view/19/19/.

3. K. Major – Gabrys. Biodegradable Materials as Foundry Moulding Sands Binders. Metalurgija. 54 (2015) 3, p. 591-593..

4. Cost Benefit Analysis for GMBOND. Technikon # 1411-146. November 2005. 55p. URL: https://afsinc.s3.amazonaws.com/Documents/EHS/All%20CERP%20Reports/1411-146%203rd%20phase%20gmbond%20public.pdf/.

5. Hosadyna-Kondracka M., Major-Gabryś K., Warmuzek M., Brůna M. Quality Assessment of Castings Manufactured in the Technology of Moulding Sand with Furfuryl-Resole Resin Modified with PCL Additive. Arch. Metall. Mater. 67 (2022), 2, p. 753-758.

6. S.R. Giese, G.R. Thiel, R.M. Herreid, J.D. Eastman. Influence of Protein-Based Biopolymer-Coated Olivine Core Sands on Olivine Green Sand Molding Properties. Copyright 2002 American Foundry Society. AFS Transactions 02-018. 7p.

УДК 621.74/338.4

В. А. Гнатуш
vgnatush@gmail.com

ЛИВАРНА ГАЛУЗЬ УКРАЇНИ В 2020-2025 РОКАХ

Україна продовжує знаходитись в стані повномасштабної війни, яку розпочала Росія в лютому 2022р. За цей час економіка України значною мірою перебудувалась відповідно до умов війни.

Повідомляється [1], що в 2024р. ливарна галузь України виробила приблизно 380 тис. т металевих виливків, тобто впродовж 2022-2024рр. середньорічний темп зростання (CAGR) виробництва становить 8,2%. Виходячи з даних за 9 місяців 2025р. [1], очікується, що за підсумком року виробництво виливків в країні сягне близько 470 тис. т.

Реалізація металевих виливків в Україні впродовж 2020-2022рр. згідно даних Держстату України [2] збільшилось від 2,978 до 4,257 млрд. грн., тобто з середньорічним темпом (CAGR) 12,6%. В подальшому за період з 2022 по 2024р. ливарна галузь країни збільшила реалізацію металевих виливків від 4,257 до 7,899 млрд. грн., тобто з CAGR 22,9%. Слід відзначити, що під час війни (2022-2024рр.) активізувалась реалізація виливків з сталі та чавуну, відповідно з CAGR 51,3 і 23,5%, незважаючи на зменшення кількості активних підприємств, відповідно, з CAGR -2,4 та -1,7%. В той же час реалізація виливків з легких кольорових металів зменшилась з CAGR – 16,2%.

В результаті захоплення території України та руйнування підприємств ливарної галузі їх активна категорія за період 2020-2022рр. і 2022-2024рр., як свідчать дані Держстату України [2], зменшилась з середньорічним темпом (CAGR), відповідно, на -7,1% та -0,4%. В той же час є сенс відзначити, що по всім товарним групам виливків впродовж 2022-2024рр. уповільнився темп зменшилась кількість неактивних підприємств порівняно з 2020-2022рр.

Відзначається [1], що в Україні зростання обсягів виробництва металевих виливків у 2025р. було зумовлене активізацією експорту продукції. В той же час рівень завантаженості потужностей українських ливарних підприємств впродовж січня–вересня 2025р. коливався в межах 40–70%. Це обумовлено дефіцитом замовлень на внутрішньому ринку країни, зокрема з боку підприємств оборонно-промислового комплексу, машинобудування, залізничного транспорту та інфраструктури [1].

Слід відзначити, що впродовж 2020-2022рр. обсяг капітальних інвестицій в лиття металів в Україні збільшився з 133,9 млн грн. до 134,7 млн грн. [2], тобто з CAGR 0,2%. За підсумком 2024р. капітальні інвестиції в лиття металів сягнули 428,5 млн грн., що свідчить про зростання впродовж 2022-2024рр. з CAGR 47,1%. В 2025р. капітальні інвестиції збільшились в 2,3 рази проти показника 2024р. [2]. Це свідчить про інтенсифікацію розвитку ливарної галузі України під час війни.

Відзначається [1], що за станом на 2025р. до основних проблем ливарної галузі України відносяться наступні: зростання вартості електроенергії; забезпечення стабільного енергопостачання при аварійних і планових відключеннях; нестача кваліфікованого робочого та інженерного персоналу; недостатня завантаженість виробничих потужностей.

В той же час проробляються перспективні напрямки розвитку машинобудування України у повоєнний час [3]. До них відносять залізничне машинобудування, автомобільне машинобудування, аграрне машинобудування та енергетичне машинобудування. При цьому необхідно масштабувати проекти виробництва важливих видів продукції машинобудування, що сприятиме завантаженню виробничих потужностей підприємств, нарощуванню зв’язків виробничників з науковими установами для розроблення сучасних матеріалів і металевих сплавів, а також створенню сучасних вітчизняних брендів в сегменті машинобудування [3].

Висновки.

Представлені узагальнені результати роботи ливарної галузі України в 2020 - 2025рр. свідчать про певний позитивний тренд в розвитку вітчизняного виробництва металевих виливків незважаючи на повномасштабну війну, яка почалась в 2022р.

Список літератури

1. Клименко Степан. Ливарна галузь за 9 місяців збільшила виробництво на 15%. 26 Листопада 2025р. GMK Center. URL: https://gmk.center/ua/opinion/lyvarna-haluz-za-9-misiatsiv-zbilshyla-vyrobnytstvo-na-15-2/.

2. Держстат України. URL: https://ukrstat.gov.ua/.

3. Собкевич О. В. Напрями розбудови машинобудування в Україні як драйвера економічного розвитку під час війни та в повоєнний період, Національний інститут стратегічних досліджень. Січень 2024р. 6с. URL: https://www.niss.gov.ua/sites/default/files/2024-01/az_mashinobuduvannya_23012024.pdf/.

УДК 681.5.015

В. С. Голтвяниця

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

ВІРТУАЛІЗАЦІЯ ЛАБОРАТОРНОГО ПРАКТИКУМУ З АВТОМАТИЗАЦІЇ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ НА ОСНОВІ ТЕХНОЛОГІЇ DIGITAL TWIN

Цифровізація вищої технічної освіти в Україні є невід’ємною складовою інтеграції в європейський науково-освітній простір та переходу до концепції «Індустрія 4.0». Підготовка висококваліфікованих інженерів-металургів вимагає глибокого розуміння метрологічного забезпечення технологічних процесів. Однак, проведення натурних лабораторних досліджень, пов'язаних із тепловими процесами (зокрема, градуювання термопар в індукційних та муфельних печах), супроводжується значними часовими витратами через теплову інерцію обладнання та високим рівнем споживання електроенергії.

В умовах змішаного та дистанційного навчання виникає гостра потреба у створенні адекватних віртуальних замінників фізичного обладнання – цифрових двійників (Digital Twins). На відміну від статичних симуляторів, повноцінний цифровий двійник має відтворювати не лише ідеальні теоретичні залежності, а й реальні фізичні відхилення: завади вимірювальних каналів, похибки апроксимації та ефекти температурного гістерезису. Це дозволяє перенести акцент у навчанні з простого фіксування показів приладів на аналітичну роботу зі статистичними даними.

Аналіз сучасного стану впровадження технологій Індустрії 4.0 свідчить, що цифрові двійники успішно застосовуються для аналізу та управління агрегатами ливарного виробництва [1]. У світовій практиці домінують три архітектурні моделі: фізичні двійники для повільних процесів, двійники на основі даних (нейронні мережі) для швидких процесів та гібридні двійники. Доведено, що використання таких систем дозволяє ефективно оптимізувати ливарну практику та прогнозувати макроструктуру виливків [2]. Крім того, існують успішні реалізації цифрових двійників для процесів індукційного нагріву [3], що дозволяє високоточно моделювати температурні поля в режимі реального часу.

Незважаючи на значні переваги, основними бар'єрами для впровадження залишаються обчислювальні обмеження високоточних фізичних моделей, де симуляція 1000 с реального часу може тривати кілька днів [4]. Таким чином, розробка

легких інтерактивних двійників, адаптованих для освітніх та операційних завдань, є важливим кроком у подоланні зазначених технологічних розривів.

Метою роботи була розробка архітектури, математичного забезпечення та програмної реалізації інтерактивного цифрового двійника багатоканальної лабораторної установки для дослідження термоЕРС, оптимізованого для роботи у веб-середовищі.

В основу розробки покладено результати натурних випробувань шести термоелектричних перетворювачів (хромель-копелевих термопар), проведених в діапазоні температур від 50 °С до 280 °С з кроком 50 °С.

Для створення цифрового двійника використано мову програмування Python 3.14 та фреймворк Streamlit, який дозволяє розгортати інтерактивні веб-застосунки без використання складних фронтенд-технологій. Для імітації вимірювального процесу розроблено математичне ядро на базі бібліотек NumPy та SciPy, що забезпечує розрахунок поточних значень термоЕРС (E) за формулою (1.1):

$$E = f(T) + N(0, \sigma^2) \quad (1.1)$$

де f(T) – ідеальне значення термоЕРС при заданій температурі T, отримане шляхом екстраполяції еталонних даних;

$N(0, \sigma^2)$ – генератор адитивного білого гаусового шуму, що імітує власну похибку цифрового мілівольтметра (з регульованим стандартним відхиленням σ від 0 до 0,1 мВ).

Для функції f(T) у системі реалізовано динамічний вибір з чотирьох методів математичної апроксимації:

1. Лінійна кускова інтерполяція – базовий метод, що унеможливлює виникнення осциляцій Рунге на краях температурного діапазону.
2. Поліноміальна апроксимація 2-го ступеня – використовується для демонстрації методичних похибок при спробі описати складні криві рівняннями параболи.
3. Поліноміальна апроксимація 3-го ступеня — оптимальний метод, розрахований за критерієм найменших квадратів (МНК), що забезпечує мінімальну середньоквадратичну похибку для більшості промислових термопар.
4. Кубічна сплайн-інтерполяція (Cubic Spline) – дозволяє отримати абсолютно гладку криву, що проходить через усі емпіричні точки.

Розроблений програмний комплекс являє собою віртуальний пульт керування муфельною піччю та шестиканальну вимірювальну систему.

Важливим науково-методичним здобутком є коректне відтворення явища температурного гістерезису. У реальних печах через градієнт температур між спаєм термопари, захисним чохлом та робочим простором печі, значення термоЕРС при одній і тій самій температурі під час нагріву відрізняється від значення під час остигання. Для імітації цього фізичного явища цифровий двійник використовує два незалежні масиви експериментальних даних. При натисканні віртуальної кнопки «Вимкнути піч» система безшовно перемикається з моделі прямого ходу на модель зворотного ходу, синхронізуючи віртуальний час для забезпечення безперервності графіка. Температурний ліміт жорстко обмежено програмним запобіжником на рівні 280 °C (видається індикація про перегрів печі).

Специфікою розробки інтерактивних додатків на базі Streamlit є повне перезавантаження скрипту при зміні стану. Під час тестування ранніх версій багатоканального двійника було виявлено, що рендеринг шести графіків з частотою 20 Гц призводить до перевантаження центрального процесора (CPU) клієнтського пристрою до 85-100%, що викликало «зависання» браузера.

Для розв'язання цієї проблеми розроблено та впроваджено два алгоритми оптимізації. По-перше, застосовано метод пропуску кадрів: введено системну змінну refresh_rate, яка дозволяє оновлювати графічний інтерфейс лише кожну 5-ту, 10-ту або 20-ту ітерацію математичного циклу. По-друге, впроваджено метод кільцевого буфера для рендерингу графіків: візуалізуються не всі накопичені за сесію тисячі точок, а лише останні 200–300. Комплексне застосування цих методів дозволило знизити навантаження на процесор до 15–25% при збереженні плавності анімації вимірювального процесу.

В результаті роботи було:

– створено адекватний цифровий двійник лабораторної установки для градуювання термопар, який може повністю замінити фізичне обладнання в умовах дистанційного навчання, заощаджуючи електроенергію та час;

– реалізовано чотири методи апроксимації, що дозволить студентам наочно порівнювати їх ефективність та усвідомлено обирати математичний апарат для обробки емпіричних даних;

– впроваджено ефективні алгоритми оптимізації рендерингу для забезпечення стабільної роботи багатоканальної моделі в режимі реального часу на пристроях базового рівня.

Список літератури

1. Analysis of the Possibility of Making a Digital Twin for Devices Operating in Foundries [Електронний ресурс] / Artur Lehrfeld [та ін.] // Electronics. – 2024. – Т. 13, № 2. – С. 349. – Режим доступу: https://doi.org/10.3390/electronics13020349.

2. Optimization of Casting Praxis Using Swerim's Digital Twin [Електронний ресурс] / S. Kesavan [та ін.] // 8th International Congress on the Science and Technology of Steelmaking, 2–4 серп. 2022 р. – [Б. м.], 2022. – Режим доступу: https://doi.org/10.33313/531/054.

3. A Digital Twin for a Real-Time Hardened Case Prediction in Induction Hardening Applications [Електронний ресурс] / Mario López-Lombardero [та ін.] // Smart and Sustainable Manufacturing Systems. – 2025. – Т. 9, № 1. – С. 1–10. – Режим доступу: https://doi.org/10.1520/ssms20240006.

4. Peters B. The First Unified and Transient Modeling Platform to Build a Digital Twin of Blast Furnaces Based on the Extended Discrete Element Method [Електронний ресурс] / Bernhard Peters // steel research international. – 2023. – Режим доступу: https://doi.org/10.1002/srin.202300382.

УДК 536.5:621.74

О. Л. Гончаров, К. А. Сіренко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

alexgoncharov51@gmail.com

КОМПЛЕКС ЗАСОБІВ КОНТРОЛЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Температура у металургійних печах є одним з основних технологічних параметрів. При цьому реєстрація виміряних значень температури має принципове значення для підтримання технологічної дисципліни виробництва. В даний час в Україні процеси плавки та розливки металу в основному контролюються періодично термоелектричними термометрами. В умовах дефіциту електроенергії та зростання її ціни застосування недорогих, але уніфікованих засобів контролю температури є дуже актуальним. Для цих цілей у ФТІМС НАНУ створений термометр ТПК 06 [1-3]. Який являє собою універсальний мікропроцесорний вторинний вимірювальний перетворювач із автономним джерелом живлення та вбудованим цифровим дисплеєм, а також подовжувальною штангою зі спеціальним терморозʼємом та спеціалізованим під середовище первинним перетворювачем. Термометр забезпечує контактний вимір температур рідких, твердих та газоподібних середовищ у діапазоні 0-1800˚С шляхом застосування первинних спеціалізованих термоелектричних перетворювачів.

Вторинний перетворювач:

- відтворює номінальні статичні характеристики (НСХ), а саме: ВР/А/-2, ВР/А/-3, ХА, ХК/L/, ПП/S/, ПР/В/, і похибкою не гірше 0,2˚С;
- функціонує в режимах «Вимірювання» та «Сервіс».

У режимі «Вимірювання» забезпечується два види роботи:

- ручний – момент реєстрації температури середовища ($t_{ср}$) визначає оператор відстежуючи температуру середовища на дисплеї;
- автоматичний – значення температури середовища ($t_{ср}$) визначається за спеціальним алгоритмом вторинним перетворювачем з урахуванням динамічної характеристики первинного перетворювача. Такий підхід забезпечує скорочення часу виміру 2 – 2,5 разу, тобто: 10-12сек. Розрахункове значення прогнозованої температури відрізняється від виміряної в ручному режимі лише на 4˚С.

У режимі "сервіс" - термометр забезпечує: вибір НСХ; перегляд значення вимірюваних температур, що зберігається в оперативній пам'яті; перемикання видів роботи в режимі «вимірювання»; передачу протоколу вимірів у пам'ять персонального комп'ютера через COM – порт.

За останні роки для ТПК-06 розроблено низку спеціалізованих первинних перетворювачів та технологію їх виготовлення. А саме:

- термоелектричний змінний перетворювач (ТСП-С) для вимірювання температури сталей (1300-1800˚С);

- ТСП-4 для розплавів чавуну та кольорових металів (800-1500˚С);

- ТСП-Ц - для розплавів кольорових металів, градуювання ХА (400-1200˚С);

- ТСП-Ж – для рідких та газоподібних середовищ градуювання ХК (100-800˚С), причому такі перетворювачі виконуються різної довжини за ТУ замовника;

- ТСП - ТА для пробниць термічного аналізу, градуювання ХА (600-1420˚С);

- ТСП-П для вимірювання температури поверхні, градуювання ХА (200-800˚С).

За час експлуатації ТПК-06 забезпечив високу надійність. Відмов у електронній частині не зареєстровано. Точність відтворення цифрового градуювання зберігається протягом усього терміну експлуатації.

Таким чином, у ФТІМС НАН України розроблений автономний комплекс засобів контролювання температури, що дає можливість оперативно і точно вміряти температуру різних середовищ що забезпечує стабільність технологічних режимів та знижує ресурсовитрати ливарного виробництва.

Список літератури

1. Пат. 95334 Україна, МПК G01K 7/02. Пристрій для вимірювання температури рідких та газоподібних середовищ / Жуков Л. Ф., Гончаров О. Л., Корнієнко А. Л., Петренко Д. О. — № u 2014 05786 ; заявл. 29.05.2014 ; опубл. 25.12.2014, Бюл. № 24.

2. Пат. 99968 Україна, МПК G01N 33/20, G01N 25/04. Спосіб термічного аналізу рідкого чавуну / Захарченко Е. В., Сіренко К. А., Гончаров О. Л. — № u 2015 03833 ; заявл. 22.04.2015 ; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12.

3. Линевег Ф. Вимірювання температур у техніці : довідник / пер. з нім. ; під ред. Л. А. Чарихова. — Москва : Металургія, 1980. — 544 с.

УДК 669.35'6:620.178.1

О. М. Грипачевський[1], В. В. Тихонович[1], П. Ю. Волосевич[1], В. Г. Новицький[2]

[1]Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

[2]Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

gan4453@gmail.com

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ОЛОВЯНИХ ЛИВАРНИХ БРОНЗ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ РУХОМИХ СПРЯЖЕНЬ

Ливарні бронзи є поширеним матеріалом для виготовлення вузлів тертя завдяки своїм антифрикційним властивостям. Однак відомо, що в деяких випадках процес лиття може призводити до формування вихідних структур, механічні та трибологічні властивості яких не відповідають сучасним вимогам експлуатації рухомих спряжень машин і механізмів. Дослідження показують, що неоднорідна дендритна структура, нерівномірний розподіл напружень і фаз, велике зерно та неметалеві включення збільшують схильність матеріалу до зношування. Оскільки властивості робочих поверхонь литих матеріалів, що труться, є визначальними для роботи трібовузлів загалом, швидке зростання вимог практичної діяльності потребує їх вдосконалення. Це вимагає структурно-деформаційних, термохімічних та механічних методів модифікації поверхонь тертя, що не відповідає сучасним потребам щодо зменшення енерговитрат на виготовлення матеріалів вузлів тертя та зменшення впливу їхнього виробництва на навколишнє природне середовище. Недавні дослідження показали, що градієнт властивостей модифікованого поверхневого шару ливарних бронз з підвищеним опором руйнуванню найбільш виражений у наноструктурованих сплавів, а їх надміцність, надпластичність, підвищена демпфувальна здатність істотно відрізняються від властивостей відповідних крупнокристалічних матеріалів. Одним із перспективних та економічно вигідних методів досягнення сучасних позитивних трибологічних властивостей ливарних бронз є отримання наноструктурованих сплавів на поверхні матеріалів, що труться, безпосередньо в процесі тертя у водоповітряному середовищі, оскільки саме в цих поверхневих шарах реалізується адаптація відносного переміщення твердих тіл. Для модельної пари Ст45 - лита мідь було експериментально встановлено формування на поверхнях тертя наноструктутрованого зносостійкого шару (А, рис.1 а), в момент ударних взаємодій мікровиступів. На рис. 1 б, де приведена питому енергія, яка миттєво виділяється в момент ударної взаємодії мікровиступів тертьової поверхні в залежності від швидкості ковзання, видно, що зі

збільшенням швидкості ударні взаємодії крапок контакту різко зростають. Так при швидкості ковзання 4 м/с питома потужність складає $4{,}5 \cdot 10^5$ Вт/см^2, до цього слід додати те, що час взаємодії мікровиступів становить біля 10^{-5} с - 10^{-6} с, все це значно перевищує здатність кристалічної ґратки міді витримувати таке навантаження навіть до межі зміцнення та є достатньою щоб мікрооб'єми матеріалу контактів поверхні тертя перейшли в якісно новий стан гідродинамічної течії. При виході з контакту, продуктом закалки, матеріалу, що утворюється, є зносостійкі наноструктуровані поверхневі шари Cu-Fe-O які формують зону вторинних структур, екрануючу основний литий метал від безпосереднього контакту в сталому режимі тертя і забезпечують перехід до стаціонарного режиму роботи з мінімальними коефіцієнтом тертя та зносом. Хімічний склад зони А на тертьовій поверхні пари тертя Ст45 – лита мідь: до 14 ат% Fe , до 28 ат% О та мідь інше.

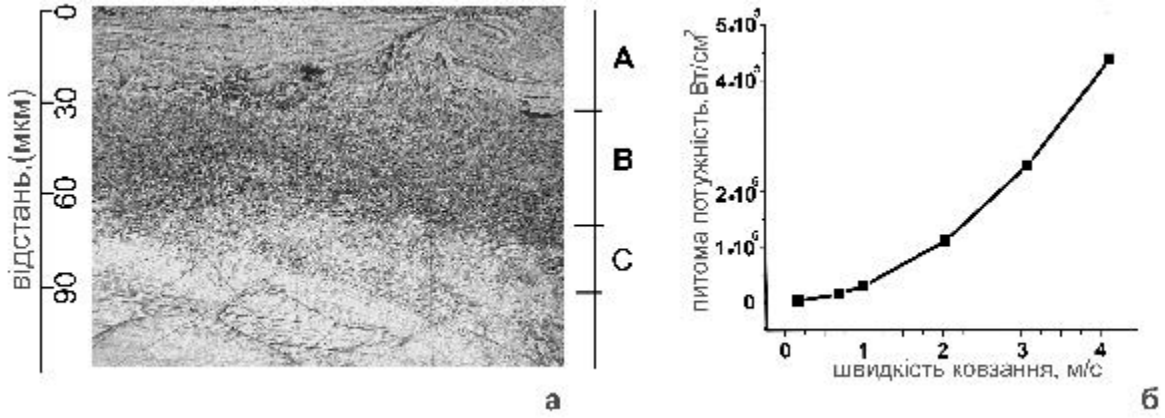


Рис. 1 – Мікроструктура поверхні литої міді в парі тертя Ст.45 - лита мідь, торцевий зріз, швидкість ковзання 3 м/с, навантаження 100 Н (а), та залежність питомої потужності удару двох мікро виступів у момент зіткнення від швидкості ковзання для пари тертя Ст.45 – лита мідь (б).

Введення в зону контакту додаткових легуючих елементів може значно полегшити, при заданих умовах тертя, перехід матеріалу в новий нестійкий гідродинамічний стан в момент ударної взаємодії мікровиступів, скорочуючи тривалість етапу приробітки, знижуючи коефіцієнт тертя та прискорюючи процес формування захисних поверхневих шарів, що екранують основний метал. В даній роботі вивчено вплив додаткового легуючого елементу - олова на формування зносостійкого шару подібного до наноструктурованого, одержаного в парі тертя Ст45 - лита мідь. Трибологічні випробування проведені на стандартній машині тертя 2070СМТ-1 при нормальному навантаженні 150 Н по схемі диск - колодка, де диск Ст45 а колодка лита олов'яна бронза з вмістом олова 3, 6, 10 та 20 ваг %. Тертя відбувалося

на повітрі з охолодженням робочої поверхні тертя водою яка подавалась на вхід пари тертя при швидкості ковзання 4 м/с. У всіх випадках процес приробітки закінчується формуванням поверх деформованого вихідного металу вторинних структур які мають приблизно однакові механічні властивості H_d 4,7-5,0 ГПа, Е 137-149 ГПа. Трибологічні параметри та товщина зони А на поверхні тертя Ст45 – лита бронза приведені на рис.2. Видно, що починаючи з 6 ваг% олова, знос та коефіцієнт тертя знаходяться на мінімальних значеннях. При збільшені вмісту олова в міді, спостерігається зменшення товщини поверхневого шару А на поверхні тертя на литій бронзі в парі тертя Ст45 – лита бронза, та збільшення співвідношення атомів олова та міді в залежності від швидкості ковзання. На рис. 3., як приклад наведено зображення мікроструктури контактної зони бронзи в парі тертя Ст45 - лита бронза при вмісті олова 20 ваг %. де, як і в випадку з міддю, можливо виділити три характерні зони в напрямку від поверхі до вихідного металу. Поверхнева зона тертя (Зона А**),** для кожного складу бронзи має хімічний склад від 9,9 ат% Fe ,18,9 ат% O,70,2 ат% міді та1,0 ат% Sn для бронзи з вмістом 3 ваг% олова до 1,49 ат% Fe ,4,5 ат% O, 83 ат% міді та 11,1 ат% Sn для бронзи з 20 ат% олова.

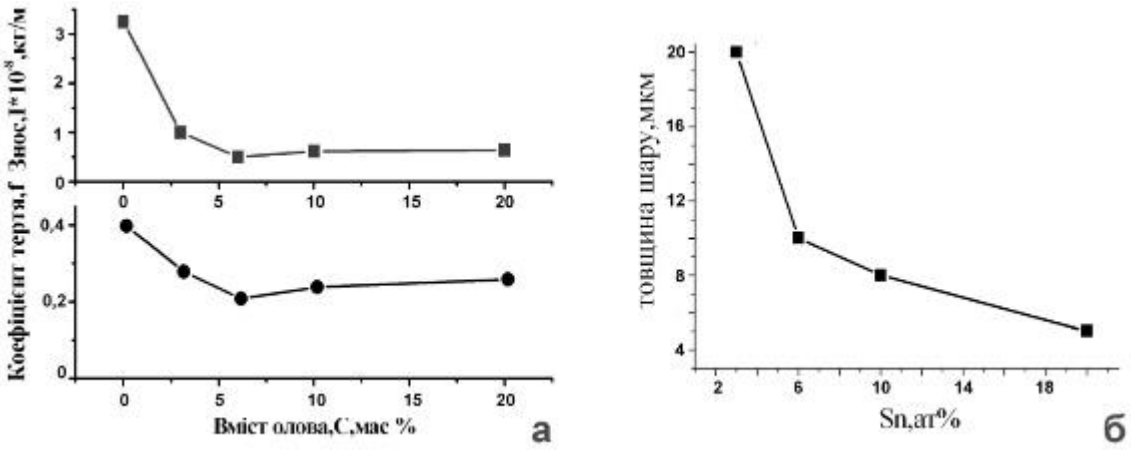


Рис. 2 – Залежність зносу та коефіцієнта тертя при терті пари Ст45- лита бронза від вмісту олова (а), та товщина шару тертя на литій бронзі в парі тертя Ст45 - лита бронза з вмістом 3 ваг% Sn, 6 ваг% Sn, 10 ваг% Sn та 20 ваг% Sn) , швидкість ковзання 4м/с. Навантаження 150 Н (б).

Локалізація деформації в тонкому поверхневому шарі та збільшення вмісту атомів олова в ньому (рис.4) призводить до різкого зниження енергії необхідної для переходу матеріалу поверхневого шару в новий структурно-нестійкий стан з малим опором зрушенню у порівнянні з відповідними енергіями активації течії вихідного

металу, це пояснює високу зносостійкість та низький коефіцієнт тертя бронзи з вмістом олова 20 ат%.

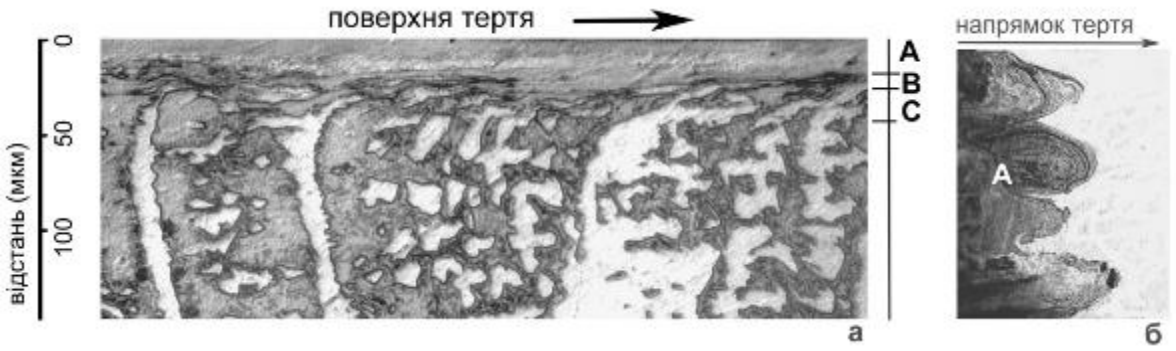


Рис. 3 – Мікроструктура контактної зони литої бронзи в парі тертя Ст45 – лита бронза при вмісті олова 20 ваг %. Швидкість ковзання 4 м/с,навантаження 150 Н. Торцевий шліф а), та косий шліф повехні тертя пари Ст45- лита бронза, х400 б).

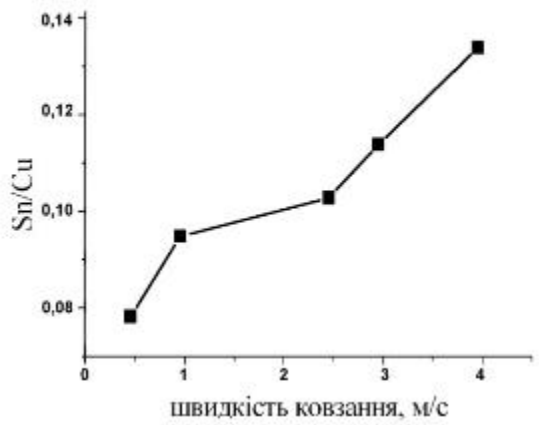


Рис. 4 – Співвідношення атомів олова та міді в шарах тертя на литій бронзі в парі тертя Ст-45- лита бронза (з вмістом 3 ваг% Sn, 6 ваг% Sn, 10 ваг%Sn та 20 ваг% Sn) в залежності від швидкості ковзання. Навантаження 100 Н.

Все вищесказане говорить про те, що атоми олова в сплаві грають, мабуть, туж роль, що і насичення залізом та киснем міді при терті пари Ст45 – лита мідь створюючи умови для переходу системи в структурно-нестійкий стан при меншій енергії впливів і меншій концентрації заліза і кисню, тобто введення в зону контакту олова може суттєво полегшити при заданих умовах тертя перехід матеріалу в нестійкий стан, скорочуючи тим самим тривалість етапу приробітки, знижуючи коефіцієнт тертя системи і прискорюючи процес формування захисних шарів зносостійких наноструктурованих сплавів Cu-Sn-Fe-O, що екранують основний метал від зовнішніх впливів і забезпечують перехід до сталого режиму з постійним коефіцієнтом тертя.

УДК 621.74.042:669.017

С.І. Губенко

ІНСТИТУТ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ ІМ З. І. НЕКРАСОВА НАН УКРАЇНИ

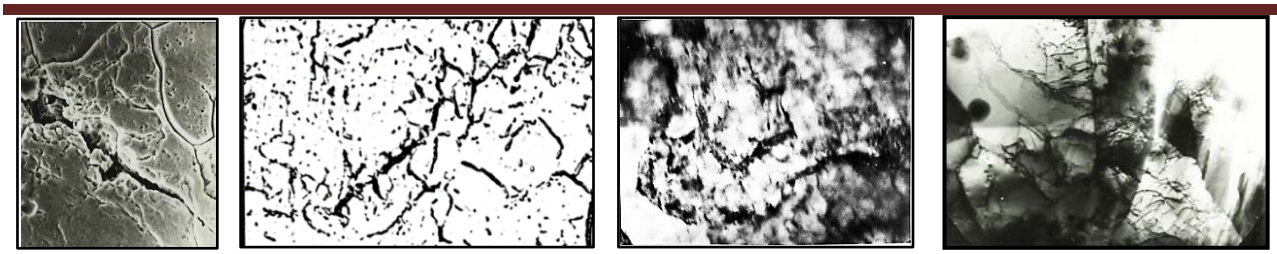
Український державний університет науки і технологій: ННІ Придніпровська академія будівництва та архітектури (м. Дніпро).

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СИСТЕМИ ВТОРИННИХ ГРАНИЦЬ ЗЕРЕН У ВІДЦЕНТРОВОЛИТІЙ ВИСОКОЛЕГОВАНІЙ ЖАРОМІЦНІЙ СТАЛІ

Вступ. Формування структури відцентроволитих виливків з високолегованої жароміцної сталі 40Х25Н20С2 відбувається в металевій формі, що обертається, в умовах спрямованого тепловідведення і впливу поля відцентрових сил [1], що впливають на кінцеву структуру і властивості відцентроволитих заготовок, а також на можливість формування тріщин. Метою роботи було вивчення особливостей формування вторинних границь зерен в процесі кристалізації відцентроволитої сталі 40Х25Н20С.

Матеріали та методики досліджень. Досліджено мікроструктуру трубних заготовок із сталі 40Х25Н20С2, отриманих на горизонтальних машинах відцентрового лиття. Особливості утворення вторинних зеренних границь у сталі 40Х25Н20С2 досліджували в литому стані. Проводили металографічні (Неофот-31) та електронномікроскопічні дослідження JSM-35, "Tesla", ЕМВ-100Б.

Результати досліджень та обговорення. Найважливішими технологічними параметрами, що впливають на структуру та властивості відцентроволитих виливків, є температура заливання розплаву у форму, швидкість обертання металевої форми та швидкість охолодження в процесі затвердіння виливків [1]. Проведені дослідження підтвердили вплив технологічних параметрів на формування макро- та мікроструктури сталі, а також встановили залежність між характером структури та схильністю виливки до крихкого міжзеренного руйнування. Тріщини виникають переважно на поверхні або приповерхневих ділянках і ростуть по границях стовпчастих кристалів (рис. 1, а). У виливках виявлено гарячі тріщини кристалізаційного походження, і, так звані, полігонізаційні тріщини, хоча останні зустрічалися значно рідше. Слід зазначити, що первинні границі – це границі гілок дендритів першого, другого порядків тощо., вторинні границі мають полігонізаційне походження [2].



а б в г

Рис.1 - Тріщини (а) та утворення вторинних зеренних границь у відцентроволитому виливку (б – г); а – х500, б, в - х2000, г - х 20000.

Зовнішньою ознакою кристалізаційних тріщин є характерна рельєфна структура їх поверхні. Крім того, спостерігали тріщини поблизу неметалевих включень, а також у зонах ліквації. На утворення кристалізаційних тріщин великий вплив має хімічна мікронеоднорідність, яка пов'язана з відносним переміщенням шарів розплаву різної щільності у відцентровому силовому полі з великою інтенсивністю [1].

Відмінними ознаками полігонізаційних тріщин є чітка їх локалізація по вторинних границях, а також гладкі краї поверхні [2]. Як правило, ці трещини пов'язані з присутністю поблизу вторинних границь неметалевих включень та карбідів. Необхідно розглянути причини виникнення вторинних границь при затвердінні відцентроволитої сталі. Основною причиною їх формування є концентрації напружень, що виникають в процесі кристалізації виливки. Ці напруження можуть бути пов'язані з різною швидкістю обертання різних шарів розплаву, і як наслідок – з різною швидкістю їх кристалізації [1]. Вони також виникають у місцях переходу від одного затверділого шару до іншого, де відбувається гальмування росту кристалів (дендритів) та їх окремих гілок або локальний вигин гілок дендритів за її зрощення. Цілком очевидно, що гідравлічні явища, що відбуваються в розплаві, сприяють локальним турбулентним процесам, про що свідчить специфічний розподіл неметалевих включень. Це також сприяє локальному вигину дендритів чи окремих їх гілок в процесі зростання як наслідок виникнення локальних напружень. Нарешті, виникненню напружень сприяє нахил стовпчастих кристалів у бік обертання, що пов'язано з впливом конвекційних потоків, які відхиляють стовпчасті кристали, що ростуть (подібно до нахилу у воді стебел водоростей) [1]. Крім того, нахил стовпчастих кристалів в процесі зростання пов'язаний з переважним зростанням тих граней, які повернені назустріч потоку свіжого розплаву [1].

Слід зазначити, що локальний вигин дендритів, що ростуть (або їх гілок), відбувається за високих температур, коли вони виявляють пластичну поведінку, а це

сприяє зародженню і руху великої кількості дислокацій. У місцях гальмування зростання кристалів також виникають дислокаційні скупчення, що породжує субструктурну неоднорідність литого металу. Саме це явище спричиняє формування вторинних (полігональних) границь. Високий рівень напружень на границях гілок дендритних кристалів сприяє тому, що поблизу первинних зеренних границь формуються вторинні границі великої протяжності (рис. 1, б), які часто розташовані уздовж дендритних границь і мають досить значну протяжність. В місцях гальмування зростання дендритів та їх гілок в зонах контакту різних зон кристалізації, а також при нахилі стовпчастих кристалів виникають специфічні субструктурні вихорові мікрозони з підвищеною щільністю дислокацій, які в процесі взаємодії та перерозподілу формують вигнуті або закручені вторинні субграниці. Такі вторинні границі не мають великої протяжності та локалізовані у зонах субструктурної турбулентності.

Хімічна неоднорідність відіграє важливу роль при формуванні вторинної зеренної структури (рис. 1, г). В ліквацийних зонах виникають градієнти концентрації напружень, що сприяє появі зон з підвищеним і неоднорідним розподілом дислокацій. Утворені поблизу границь гілок дендритних кристалів дислокаційні стінки (субграниці) можуть замикатися чи об'єднуватися, формуючи вторинні границі великий протяжності. Відбувається також фракціонування домішок на цих вторинних границях, що сприяє їх стабілізації.

Ще одним джерелом формування вторинних границь є неметалеві включення. Відомо, що навколо включень створюються «пластичні» зони із підвищеною щільністю дислокацій [3]. При цьому відбувається взаємодія дислокацій та їх перебудова з утворенням нових вторинних малокутових та середньокутових границь.

Таким чином, формування вторинних границь зерен в процесі кристалізації та охолодження відцентроволитої сталі 40Х25Н20С2 пов'язано з виникненням концентраторів напружень і зон з підвищеною щільністю дислокацій, а також із їх релаксацією за полігонізаційним механізмом в місцях гальмування зростання дендритів і їх гілок, в зонах хімічної неоднорідності та поблизу неметалевих включень. При кристалізації і охолодженні концентратори напружень виникають і релаксують безперервно в умовах температури, що змінюється, що сприяє формуванню неоднорідної субструктури і протіканню полігонізаційних процесів при щільності дислокацій, яка постійно змінюється, поблизу різних джерел концентрації напружень. Відомо, що полігональні структури ускладнюють міжзеренне руйнування [4].

Висновки. Формування вторинних границь в процесі кристалізації та охолодження відцентрової сталі 40Х25Н20С2 пов'язане з виникненням концентраторів напружень і

зон з підвищеною щільністю дислокацій, а також з їх релаксацією за полігонізаційним механізмом у місцях гальмування зростання дендритів та їх гілок, локального вигину гілок дендритів, у зонах хімічної неоднорідності та поблизу неметалевих включень. Формування системи вторинних границь слід розглядати як фактор зміцнення та підвищення рівня механічних властивостей виливків із відцентроволитих сталей.

Список літератури

1. Юдін С. Б., Левін М. М., Розенфельд С. Е. Відцентрове литво. М.: Машинобудування, 1972. - 415 с.

2. Мовчан Б.А. Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах. К.: Техника, 1970. - 212с.

3. Губенко С. И., Ошкадеров С. П. Неметаллические включения в стали. Київ: Наукова думка, 2016. - 528 с.

4. Gubenko Svetlana. Physical nature of plasticity and strengthening of metals during deformation. Germany-Mauritius, Beau Bassin: LAP LAMBERT Academic publishing, 2020. - 341 p.

УДК 621.74

І. Р. Даценко, Т. В. Берлізєва
Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», м. Харків

РОЗРОБКА КОНСТРУКЦІЇ ЕКСЦЕНТРИКОВОЇ ВИБИВНОЇ РЕШІТКИ

Метою роботи було дослідження роботи і конструкції ексцентрикової вибивної решітки.

Ексцентрикова вибивна решітка є важливим елементом у ливарному виробництві, призначеним для відділення формувальної суміші від литих заготовок після процесу лиття. Ефективність її роботи безпосередньо впливає на продуктивність підприємства, якість очищення відливок та рівень механізації виробничого процесу. Проєктування такого обладнання потребує комплексного підходу, що враховує як технологічні вимоги, так і конструктивні та експлуатаційні особливості.

Основним призначенням ексцентрикової вибивної решітки є руйнування ливарної форми та відділення піщаної суміші від металевої відливки. Принцип її роботи базується на створенні коливальних рухів за допомогою ексцентрикового механізму. Під дією цих коливань формувальна суміш руйнується і просипається крізь отвори решітки, тоді як відливка переміщується до зони вивантаження.

Коливання створюються завдяки обертанню ексцентрика, який перетворює обертальний рух електродвигуна у зворотно-поступальні або складні коливальні рухи робочої платформи. Це забезпечує інтенсивне руйнування форми та ефективне очищення відливок.

Проєктування ексцентрикової вибивної решітки включає кілька ключових етапів:

Аналіз вихідних даних. На цьому етапі визначаються основні параметри: тип і маса відливок, продуктивність, характеристики формувальної суміші, умови експлуатації. Також враховуються габарити виробничого приміщення та вимоги до автоматизації.

Вибір конструктивної схеми. Обирається тип решітки (однодечна або багатодечна), спосіб підвіски (пружинна, маятникова), а також тип ексцентрикового приводу. Найчастіше застосовують одно- або двоексцентрикові механізми.

Розрахунок кінематичних параметрів. Визначаються частота коливань, амплітуда та швидкість руху решітки. Ці параметри мають забезпечити ефективне

руйнування форми без пошкодження відливок. Зазвичай частота коливань знаходиться в межах 10…25 Гц, а амплітуда – 3…10 мм.

Силовий розрахунок. Розраховуються сили інерції, навантаження на конструкцію, а також потужність електродвигуна. Особливу увагу приділяють динамічним навантаженням, що виникають під час роботи.

Проєктування вузлів і деталей. Розробляються основні елементи: рама, решітка, ексцентриковий вал, підшипники, привід, пружини або амортизатори. Матеріали підбираються з урахуванням зносостійкості та міцності.

Розрахунок на міцність і довговічність. Перевіряється надійність конструкції при тривалих циклічних навантаженнях. Особливо важливо забезпечити довговічність з’єднань і рухомих елементів.

Ексцентрикова вибивна решітка складається з таких основних елементів:

Робочої платформи (решітки) – поверхня, на якій розміщуються відливки та формувальна суміш. Вона виготовляється з високоміцної сталі та має отвори або щілини для просіювання піску.

Рами – несуча конструкція, що забезпечує жорсткість і стійкість обладнання.

Ексцентрикового механізму – ключовий вузол, який створює коливання. Складається з валу з ексцентриситетом, підшипників і приводного шківа або муфти.

Пружинної або амортизаційної системи – зменшує передачу вібрацій на фундамент і забезпечує стабільність роботи.

Приводу (електродвигуну) – забезпечує обертання ексцентрика.

Однією з важливих конструктивних задач є зниження рівня вібрацій, що передаються на навколишні конструкції. Для цього застосовуються спеціальні амортизатори та ізоляційні елементи.

Ексцентрикові вибивні решітки мають низку переваг: висока ефективність руйнування форм; простота конструкції та обслуговування; надійність у роботі; можливість автоматизації процесу.

Водночас існують і певні недоліки: підвищений рівень шуму та вібрації; зношування рухомих частин; необхідність регулярного технічного обслуговування.

Сучасні тенденції проєктування передбачають удосконалення ексцентрикових вибивних решіток шляхом:

– використання віброзахисних матеріалів;

– оптимізації кінематичних параметрів;

– впровадження частотного регулювання приводу;

– застосування зносостійких покриттів;

– автоматизації процесу контролю та обслуговування.

Також важливим напрямком є зниження енергоспоживання та рівня шуму, що сприяє покращенню умов праці.

Проєктування ексцентрикової вибивної решітки є складним інженерним завданням, що вимагає врахування багатьох факторів: від технологічних вимог до умов експлуатації. Грамотно спроєктоване обладнання забезпечує ефективне відділення формувальної суміші, підвищує продуктивність виробництва та знижує витрати на обслуговування. Подальший розвиток таких систем пов'язаний із впровадженням нових матеріалів, технологій і методів автоматизації.

УДК 621.74.045

В. С. Дорошенко, І. А. Небожак, С. І. Клименко, В. О. Шинський, Ю. А. Федюк

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

doro55v@gmail.com

ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ КАРКАСНО-АРМОВАНИХ МЕТАЛОВИРОБІВ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ

Лиття металу залишається фундаментом сучасної промисловості, забезпечуючи критично важливі компоненти, передусім для машинобудування, енергетики та оборонного сектору. Для економіки України вдосконалення ливарних технологій має стратегічне значення, особливо в контексті розвитку залізничного транспорту, нафтогазового комплексу та агропромисловості.

Серед перспективних методів особливе місце посідає лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ). Примітно, що у поточному році наукова спільнота відзначає 70-річчя цієї технології, витоки якої сягають 1956 року, коли американський архітектор Г. Шроєр подав патент на спосіб виготовлення безпорожнинної ливарної форми за пінополістироловою моделлю [1]. Зауважимо, що концепція ЛГМ первинно виникла у царині образотворчого мистецтва: канадський скульптор А. Вайянкур (https://en.wikipedia.org/wiki/Lost-foam_casting) в середині 1950-х років почав застосовувати принцип заміщення пінополістиролової моделі розплавленим металом для створення скульптур, що згодом трансформувалося у промисловий процес.

Останнім часом у ФТІМС НАН України набули поширення дослідження з оптимізації технології ЛГМ для отримання армованих виливків з каркасною металевою

арматурою, частка якої може сягати 13-15% за масою всього металовиробу. При застосуванні каркасу зі сталі вищої міцності, ніж матричний сплав, що заливається у ливарну форму, маса армованого виливка може зменшуватись на 20% порівняно з традиційним виливком з металу, що для армованого виробу служить матричним. Виливок одночасно армується та отримує внутрішні холодильники, які забезпечують спрямоване затвердіння литого металу без усадкових дефектів навіть при зменшенні маси чи усуненні надливів, порівняно монолітними виливками. Таке зменшення маси особливо актуальне для литих деталей залізничних вагонів, що економить енергію для перевезень і зменшує зношення залізничних колій.

У цих способах армування при виготовленні пінополістиролової моделі в неї вставляють арматуру. При цьому модель служить носієм арматури, яка може утворювати каркас з перфорованих пластин, вигнутих по конфігурації стінок моделі, в поєднанні з металевими стрижнями, які можуть вставляти в отвори пластин. Каркас розташовують переважно в центральній частині по товщині стінок, а також в найбільш масивних частинах майбутнього виливка.

Особливістю газифікації армованої моделі є те, що розплав металу, який затікає у ливарну форму в контакті з металевою арматурою практично за 1-3 секунди нагріває все її тіло до температури, близької до температури цього розплаву. Оскільки при температурі близько 450 ℃ пінополістирол перебуває лише у газоподібному стані, відбувається його інтенсивна газифікація в контакті з арматурою. Таке раптове й бурхливе газоутворення від матеріалу моделі, порівняно з послідовним фронтальним заміщенням моделі (знизу вгору), як рекомендовано згідно з фундаментальною роботою [1], може спричинити різке збільшення тиску в порожнині форми на затікаючий у форму розплав, що призведе до виплескування його з ливникової системи за межі форми.

Такий режим є недопустимим з огляду техніки безпеки, тому необхідно вживати запобіжних засобів для його попередження. Для зниження газового тиску доцільно застосувати способи виведення газу вентканалами або за межі ливарної форми [2, 3], або у пористе середовище вакуумованого піску форми [4]. Для цього застосовують полімерні (поліетилен, поліпропілен) тонкостінні трубки чи пінопластові випори з повздовжніми каналами. Про виведенні газів із форми їх підпалюють на її поверхні, або потік газів підпалюється від металу, що заливається у форму. При виводі газів у пісок форми вихідний кінець трубки завершують вентою, що про пропускає газ, але не пісок [4]. Найпростішим варіантом венти є клаптик бавовняної тканини, зафіксований ниткою, дротом чи скотчем навколо трубки на її кінці.

Вентканали в тілі моделі продовжуються шляхом пропалювання гарячим штирем чи просвердлювання до контакту з верхнім торцем арматури. З початком вакуумування форми перед заливанням її металом вентиляція перебуває в режимі очікування. Лише з початком нагрівання арматури і газифікації моделі від неї вентканал «активується», і через зазор між арматурою і моделлю забезпечується сполучення практично з усім фронтом газифікації, зумовленим контактом з розплавом і нагрітою від нього арматурою, що в результаті дозволяє регулювати тиск газу в порожнині форми.

Запропонований підхід до організації газовідводу дозволяє не лише стабілізувати газогідродинамічні процеси при заповненні форми, а й забезпечити ефективне видалення з її порожнини газоподібних продуктів деструкції моделі. Це мінімізує концентрацію сажистого вуглецю в зоні реакції, запобігаючи небажаному насиченню ним металу виливка. Таким чином, поєднання каркасного армування з керованим газовідводом відкриває нові можливості для створення легких і міцних конструкційних деталей, зокрема для об'єктів транспортної інфраструктури, підвищуючи загальну ефективність методу ЛГМ у промисловому масштабі.

Список літератури

1. Шуляк В. С. Литьё по газифицируемым моделям. СПб.: НПО «Профессионал», 2007. 408 с.

2. Патент 67906 Україна, МПК B22C 9/04. Спосіб лиття за моделями, що газифікуються / О. Й. Шинський, В. Т. Шульга, Л. П. Вишнякова, І. О. Шинський, О. А. Яковишин. Опубл. 10.09.2007. Бюл. № 14.

3. Дорошенко В. С. Знешкодження газів, які виділяються при литті за моделями, що газифікуються. Метал та лиття України. 2021. № 2 (325). С. 60-67.

4. Дорошенко В. С., Калюжний П. Б., Дьяченко М. М. Лиття за газопроникними полімерними моделями, що газифікуються з відкачуванням по вентканалах газів з робочої порожнини форми. Процеси лиття. 2024. № 2. С. 19-28. https://doi.org/10.15407/plit2024.02.019

УДК 621.746.6:669.046.516.4:669.715

Ю. В. Доценко, В. Ю. Селівьорстов

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИВАРНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Si

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 [1, 2]. Тому ливарники найчастіше прагнуть отримання найбільш дрібнозернистої і однорідної структури металу.

У лабораторії сучасних матеріалів Аріельського університетського центру 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 пористості циліндричних виливків із сплаву А356 діаметром 50 мм та висотою 100 мм.

У порядок технологічних операцій виготовлення виливки були включені наступні 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, подальше нарощування тиску до 1,3 – 1,4 МПа та витримка під тиском до 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.

Список літератури

1. Немененок, Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов [Текст] / Б.М. Немененок - Мн. Технопринт, 1999. – 272 с.

2. Скворцов, А.А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок [Текст] / А.А. Скворцов, А.Д. Акименко, В.А. Ульянов–М.: Металлургия, 1995.– 272 с.

УДК 621.74

С.Д. Євтушенко, А.А. Джанік'ян, Н.С. Євтушенко, О. І. Пономаренко

Національний технічний університет

"Харківський політехнічний інститут",

Україна, м. Харків

ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНОГО ВАРІАНТУ ЗАВАНТАЖЕННЯ МАШИН ЛКТ

Серед технологічних завдань, що вирішуються в галузі ливарного виробництва на оптимум, однією з найважливіших є завдання оптимального розподілу робіт по робочих місцях або групах обладнання, що взаємозамінюється [1-3]. При цьому як критерій оптимальності може виступати виконання заданої програми з найменшими витратами або при досягненні мінімуму витрат машино-годин. Таке завдання може бути вирішене і у ливарному виробництві, зокрема, при складанні плану оптимального завантаження машин лиття з кристалізацією під тиском (ЛКТ) .

Як основне обладнання для виготовлення виливків методом лиття з кристалізацією під тиском використовуються гідравлічні преси.

Для виконання розрахунків щодо визначення оптимального варіанту завантаження машин лиття під тиском були використані такі дані:

а) номенклатурна подетальна виробнича програма на запланований період;

б) нормативні дані щодо продуктивності одиниці обладнання;

в) дані щодо кількості основного виробничого обладнання;

г) дані про фонд часу можливого використання обладнання з урахуванням прийнятого режиму суміжності роботи.

Для знаходження оптимального варіанта завантаження ливарних машин використано математичну модель наступного змісту.

Якщо: i – номер групи машин ЛКТ ($i = 1,2,... , m$);

j – номер (найменування) литої деталі ($j = 1,2,... , n$);

x_{ij} - число j -х деталей, одержуваних на i -ї машині;

a_{ij} - витрати машинного часу на отримання j -ї деталі на i -й машині ЛТК, хв;

A_j - кількість j -х деталей за програмою, шт ;

Fi_{-} вільний фонд машинного часу роботи i -ї групи машини ЛКТ, хв.,

тоді для вирішення завдання необхідно виконати такі умови:

- умова обмеження за фондом часу роботи i -ї групи машин ЛКТ:

$$\sum_{j=1}^{n} a_{ij} x_{ij} \le F_i; \quad (1)$$

- умова виконання виробничої програми випуску виливків:

$$\sum_{i=1}^{n} x_{ij} = A_j; \quad (2)$$

- умова невід'ємності обраних варіантів:

$$x_{ij} \ge 0. \quad (3)$$

При цьому цільова функція – досягнення мінімуму часу роботи парку машин ЛКТ з урахуванням їхньої взаємозамінності виглядає наступним чином:

$$\sum_{i=1}^{m} \sum_{j=1}^{n} a_{ij} x_{ij} = F_{(\min)}. \quad (4)$$

Таким чином, в результаті вирішення завдання необхідно розподілити зазначені деталі по ливарних машинах так, щоб загальні витрати часу роботи машини ЛКТ були б мінімальними. Звичайно, для цього треба кожну з цих деталей виготовляти на тих машинах, де машинний час мінімальний. Однак цього не завжди можна досягти на практиці, тому що при такому розподілі завантаження по окремих групах машин може перевищити максимально можливий фонд їхньої роботи. Звідси і виникає необхідність пошуку раціонального варіанту завантаження ливарних машин.

Для початку визначали один із можливих методів розподілу деталей між ливарними машинами, застосувавши для цього так званий метод "північно-західного кута". Деталі машинами цим методом розподіляються послідовно зверху–вниз–направо.

Рішення на оптимум завдання проводилося базовим методом лінійного програмування – симплекс-методом або динамічним програмуванням.

З програм складався варіант завантаження ливарних машин, який є оптимальним з погляду мінімальної машиномісткості виготовлення деталей. Такий варіант завантаження машин ЛКТ забезпечує досить високе і рівне завантаження всіх машин, без перевантажень за якоюсь групою, а також забезпечує економію машинного часу порівняно із заводським планом. Крім того, частковий перерозподіл навантаження між машинами дозволив вирівняти коефіцієнт завантаження машин цеху до величини 0,73.

У результаті було встановлено :

1. Розроблено програму оперативно-виробничого планування випуску виливків, яка дозволяє скласти план оптимального завантаження машин ЛКТ, забезпечити

рівномірне завантаження всіх машин без перевантажень за якоюсь групою і тим самим скоротити час роботи парку машин з урахуванням їх взаємозмінності, забезпечити економію машинного часу, а також зменшити витрати енергоресурсів.

2. Впровадження зазначених розробок при виготовленні виливків методом ЛКТ дозволяє значно зменшити час вистоювання металу в плавильних та роздавальних печах, а також скоротити час простою машин через брак металу і тим самим підвищити їхню продуктивність.

Список літератури

1. Ponomarenko, O., Yevtushenko, N., Saithareiev, L., Yevtushenko, S., Dzhanikian, A. (2025). Modern Methods for Synchronizing the Operation of Subsystems of the Foundry Workshop. In: Ivanov, V., Silva, F.J.G., Trojanowska, J., Pinto, A.M.G. (eds) Advances in Design, Simulation and Manufacturing VIII. DSMIE 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-95211-1_8

2. Ponomarenko, O. (2024). Operation Control of Melting Furnaces in Foundry Workshops Using Simulation Models. / Ponomarenko, O. , Yevtushenko, N., Lysenko, T., Yevtushenko, S., Vorones, V., Shelepko, P., Vorobyov, V. // 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. https://doi.org/10.1007/978-3-031-70670-7_16

3. O. I. Ponomarenko, S. D. Yevtushenko, N. S. Yevtushenko, T. V. Berlizieva, M. M. 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 331.45

N.S. Yevtushenko, N.Ye. Tverdokhliebova
National Technical University
"Kharkiv Polytechnic Institute",
Ukraine, Kharkiv

THE ROLE OF OCCUPATIONAL HEALTH AND SAFETY MANAGEMENT SYSTEMS IN ENSURING SAFETY IN METALLURGY

A study of the causes of injuries in foundries showed that more than 75% of accidents occur due to organizational reasons, such as violations of technological processes, shortcomings in training and instructing workers in safe work methods, violations of safety regulations, unsatisfactory organization and maintenance of workplaces, passages, and driveways. More than 14% of all injuries occur due to technical reasons [1].

To organize the safe operation of equipment and units at a metallurgical enterprise, an industrial safety management system is created, which ensures the implementation of a number of organizational and technical measures aimed at the timely fulfillment of industrial safety requirements, monitoring the technical condition of equipment and units, and reducing the risk of accidents [2].

Two components are used in calculating the risk value: a probabilistic assessment of the occurrence of an emergency situation and possible material damage to the equipment from this accident.

One of the components of the industrial safety management system of a metallurgical enterprise is an accident risk analysis, which includes the identification of hazardous substances and the assessment of the risk of accidents to people, property, and the environment [3].

To establish the consequences of man-made accidents and the damage caused by them, it is necessary to determine: the type of accident - due to explosions, fires, leaks of flammable materials; the type of substances - flammable gases, flammable and combustible liquids, dust, explosive substances; the cause of the explosion, fire [4].

Accident risk analysis of a metallurgical enterprise consists of the following stages: preliminary analysis of the state of the enterprise, identification of hazards and assessment of accident risk, development of recommendations for risk minimization. At the first stage

(preliminary) of accident risk analysis, information on the operation of hazardous production facilities of a metallurgical enterprise is studied [5].

Blast furnace accidents include cases of failure of technological equipment, structures and facilities in blast furnaces, which lead to the need to change their operating mode or to stop, carry out repair or replace equipment and devices that pose an increased risk to the operation of the furnace and service personnel.

The causes of explosions and fires in blast furnace workshops are gas explosions and explosions due to the contact of liquid pig iron or slag with water or wet materials. Unlike other metallurgical units, coal dust can be used as fuel in blast furnaces. Installations for blowing coal dust are explosive; the same danger is posed by the ball mill compartments where dust is prepared, as well as the distribution and dosing compartments [6].

In the open-hearth, converter and steelmaking productions of a metallurgical enterprise, substances and materials are processed in a hot, red-hot and molten state, the processing process of which is accompanied by the release of radiant heat, sparks and flames. In oxygen-converter shops, explosions and emissions of liquid metal can occur as a result of loading wet charge and scrap metal. In addition to the danger of liquid metal emissions, there is a danger of burnout of the internal landing of steelmaking units [4].

Fire hazard of steelmaking workshops also lies in the presence of a large number of cable communications, oil storage facilities and oil tunnels.

Continuous casting machines represent a certain fire hazard. A burst of rubber hoses of hydraulic systems with oil leads to oil getting onto hot slabs and an instant fire.

Accident risk analysis makes it possible to assess the degree of danger of metallurgical production for people and the environment, the state of its industrial safety, and based on the information received, develop recommendations for improving the state of industrial safety at the metallurgical plant [7].

The risk analysis process is objective and comprehensive, which requires the development of accident risk assessment methods taking into account the specifics of metallurgical production.

Identification of hazardous conditions and assessment of the expected risk of exposure to hazardous substances, including any hidden hazards for service personnel, is carried out by the manufacturer of equipment used in metallurgical production processes. World experience shows that a high level of occupational safety culture is equally beneficial to workers, employers and governments of countries [8].

It has been proven that various preventive measures are effective both in preventing accidents in the workplace and for production and business. Various organizations are

increasingly interested in achieving and demonstrating significant results in the field of occupational safety and health by managing occupational risks in accordance with policies and objectives through strengthening legislation, developing economic policies and other measures aimed at the proper implementation of measures in the field of occupational safety and health, as well as in the context of a general increase in the interest of stakeholders in occupational health and safety issues.

Література

1. Н.С. Євтушенко, О.І. Пономаренко, Н.Є. Твердохлєбова, І.О. Мезенцева, Є.О. Семенов, С.Д. Євтушенко. Забезпечення безпечних умов праці для профілактики професійних захворювань працівників металургійного і ливарного виробництва //Метал та лиття України = Metal and Casting of Ukraine. –2022. – Т.30, № 3 (330). – С. 117-125. https://doi.org/10.15407/steelcast2022.03.116

2. Євтушенко Н.С., Твердохлєбова Н.Є. Щодо важливості питань з охорони праці на підприємстві. Збірник доповідей XII Міжнародної науково-методичної конференції та 139 Міжнародної наукової конференції Європейської Асоціації наук з безпеки (EAS) "БЕЗПЕКА ЛЮДИНИ У СУЧАСНИХ УМОВАХ", 7 – 8 грудня 2020 р., НТУ «ХПІ»,– Харків, 2020. – 306 с. С. 40-42

3. Пономаренко О.І., Берлізева Т.В., Євтушенко Н.С. Формувальні матеріали та суміші. Лабораторній практикум для студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка» спеціалізації 131-09 «Обладнання та технології ливарного виробництва» - Харків: НТУ «ХПІ»,2019._64с.

4.Євтушенко Н.С., Пономаренко О.І., Твердохлєбова Н.Є., Євтушенко Є.Д. Комплексний підхід щодо збереження здоров'я робітників ливарного виробництва. Матеріали XVIII Міжнародної науково-практичної конференції «Литво. Металургія. 2022» (04-06 жовтня 2022 р., м. Харків-м. Київ) – Харків, НТУ «ХПІ». –2022. – С. 61-63

5 .М. О. Бойченко, Н. С. Євтушенко. Важливість оцінки рівня безпеки обладнання ливарного виробництва / Збірник доповідей XIV Міжнародної науково-методичної конференції та 149 Міжнародної наукової конференції Європейської Асоціації наук з безпеки (EAS) «БЕЗПЕКА ЛЮДИНИ У СУЧАСНИХ УМОВАХ», 1 – 2 грудня 2022 р., НТУ «ХПІ», – Харків, 2022. – С.132-134

6.Євтушенко Н. С. Аналіз умов праці працівників машинобудівних підприємств та стратегії для їх поліпшення / Н. С. Євтушенко, Н. Є. Твердохлєбова // 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.

7. Yevtushenko N. S. Simulation model of production management in foundry production [Electronic resourse] / Yevtushenko N. S. // Інформаційні технології в сучасному світі : матеріали Міжнар. наук.-практ. конф. здобув. вищої освіти і молодих учених, 29 квітня 2025 р. / відп. за вип. Ю. А. Нечитайло ; Держ. біотехн. ун-т. – Electron. text data. – Харків, 2025. – P. 433-434

8. Євтушенко Н. С. Практичний підхід до охорони праці в ливарному цеху [/ Н. С. Євтушенко // Литво. Металургія. 2025 = Foundry. Metallurgy. 2025 : матеріали 21-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 27-29 травня 2025 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2025. – С. 120-123.

УДК 621.74.04

N.S. Yevtushenko, I.O. Mezentseva

National Technical University

"Kharkiv Polytechnic Institute",

Ukraine, Kharkiv

ANALYSIS OF WORKING CONDITIONS IN FOUNDRIES AND THEIR IMPACT ON WORK RESULTS

Hazardous working conditions in foundries require the implementation of a comprehensive safety management system, which includes regular employee training, equipment maintenance and provision of necessary personal protective equipment. In addition, an important component is the constant monitoring of production risks and prompt response to any threats that arise during work.

The main causes of injuries are violations of occupational health and safety regulations, equipment malfunctions or wear, and human factors, such as inattention or fatigue of workers. Accidents often occur during pouring molds, servicing furnaces, and transporting metal [1].

Harmful and dangerous factors in foundries include high temperature, noise, vibration, as well as toxic substances formed during the melting of metals. Additional risks

are created by poor ventilation, high levels of dust in the premises, as well as contact with aggressive chemical components, which can lead to various occupational diseases.

This includes burns, respiratory problems, cardiovascular disorders and hearing diseases caused by noise exposure. There is also a risk of long-term exposure to the skin and digestive organs due to contact with chemicals, which can cause allergic reactions and intoxication.

Statistics show that the highest number of injuries are recorded among molders, smelters and loaders. The most common injuries are burns, cuts, bruises, fractures of limbs and eye injuries from metal splashes or dust [2].

A separate threat is the explosion of molds due to moisture or improper preparation of the mixture. Such incidents can cause mass injuries and significant material damage. Therefore, quality control of molding materials and compliance with technological regulations are extremely important. Insufficient level of professional training of workers is also a risk factor.

Lack of training or instruction leads to improper handling of tools, failure to follow the procedure for performing operations and neglect of personal protective equipment. Analysis of working conditions shows that in many foundries, outdated equipment does not meet modern safety requirements. Lack of automation and insufficient implementation of new technologies maintain a high level of physical exertion and associated injuries [3].

Systematic injury prevention should include regular training, equipment modernization, providing workers with high-quality protective equipment, and implementing automated processes that reduce human contact with a hazardous environment [4].

As a result, reducing the level of occupational injuries in foundries is possible only with a comprehensive approach that covers technical, organizational and psychological aspects of occupational safety.

Only in this way can an effective and safe production environment be created. Special attention should be paid to the condition of personal protective equipment provided to foundry workers. Often they either do not meet the requirements or are used incorrectly, which reduces their effectiveness.

For example, heat-resistant gloves or protective shields may be damaged, but remain in operation due to the lack of new sets.

Violation of labor discipline is also a common cause of injuries. Ignoring instructions, performing work in a hurry or without proper preparation often leads to dangerous situations. [5].

Often, accidents are caused by poor organization of the working space. Overcrowding of workshops with equipment, lack of clear routes for personnel movement and metal transportation create additional risks [6].

This is especially dangerous in emergency situations when workers need to evacuate quickly. Analysis of production situations shows that a significant proportion of injuries occur during equipment repair or maintenanceT

he absence of locking devices, unswitched power or improper disassembly of mechanisms pose a serious threat to the life and health of technical personnel [7].

No less important is the role of management in ensuring occupational safety. If the administration does not pay due attention to risk analysis, does not respond to employee comments and does not conduct systematic inspections, the level of injuries will remain high regardless of other measures [8].

In addition to technical solutions, it is necessary to conduct regular practical training on evacuation, actions in case of fire or accidental metal spillage. This increases the readiness of personnel to act in a coordinated and quick manner under stressful conditions.

In conclusion, it is worth emphasizing that the reduction of industrial injuries in foundries is possible only through constant work on eliminating risks, improving the production culture and caring attitude to the life and health of each employee.

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. Твердохлєбова // 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. Євтушенко Н. С. Умови праці в ливарних цехах та їх вплив на робочий процес / Н. С. Євтушенко, І. О. Мезенцева // Литво. Металургія. 2025 = Foundry. Metallurgy. 2025 : матеріали 21-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 27-29 травня 2025 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Харків ; Київ, 2025. – С. 109-112.

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.

УДК 621.74.04

N.S. Yevtushenko, Ye.O. Semenov, O I Ponomarenko

National Technical University

"Kharkiv Polytechnic Institute",

Ukraine, Kharkiv

ENVIRONMENTAL CONTROL IN FOUNDRIES

Foundry production is an integral part of mechanical engineering and metallurgy, which provides the production of parts with complex geometry for the automotive, aviation, energy and other industries. However, along with technical advantages, this process has a significant impact on the environment [1].

The main sources of pollution in foundry production are dust, gaseous emissions, noise, as well as solid waste generated during the preparation of molds, melting of metal and cleaning of finished products. During the melting of metals in cupolas, induction or arc furnaces, oxides of carbon, sulfur, nitrogen, as well as heavy metals, in particular lead, cadmium, manganese, are emitted into the atmosphere [2].

These substances are toxic and can cause serious health problems. In addition to gases, a large amount of dust is formed during the preparation of molding and core mixtures. Dust from quartz sand used in foundry production can cause respiratory diseases, in particular silicosis. Spent molding mixtures, which often contain toxic components, are also a serious problem [3]. Their improper storage or disposal can lead to soil and groundwater contamination.

Production waste, such as metal slag, is not always used efficiently. In many cases, it accumulates in landfills, occupying large areas and posing a potential threat to the environment. To reduce the negative impact of foundry production on the environment, it is necessary to implement modern technologies for gas purification, dust filtration and solid waste processing [4]. This will reduce air pollution and minimize disposal costs.

Exhaust gas cleaning can be carried out using electrostatic precipitators, wet scrubbers or bag filters. Each of these methods has its own advantages depending on the type of furnace and the composition of the emissions [5]. Rational use of resources also involves the reuse of molding compounds after appropriate regeneration [6]. This reduces waste and the need for new raw materials. Among the latest approaches is the use of environmentally friendly binders that do not emit toxic substances when heated.

Automated emission control systems are also being actively implemented. In addition to technical solutions, an important component of environmental safety is compliance with legislative norms and environmental monitoring. Enterprises must regularly report on the level of their emissions and take measures in case of exceeding permissible limits [7]. It should also be noted that environmental modernization of production requires significant investments, but in the long term it provides economic benefits - reducing fines, improving the image of the enterprise and increasing product quality [8]. An important role in reducing the negative impact is played by the training of qualified personnel who understand the importance of environmental safety and possess modern production technologies [9].

Scientific research in the field of foundry ecology allows us to develop innovative solutions aimed at minimizing environmental damage and efficient use of resources.

Therefore, the greening of foundry production is an important direction of industrial development. It requires a comprehensive approach - from improving technologies to environmental education of employees and effective waste management.

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.

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. Твердохлєбова // Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма 9-ї Всеукр. наук.-техн. конф. – Суми : Сумський державний університет, 2024. – С. 186-187.

6. Твердохлєбова Н. Є. Регіональні аспекти управління екологічною безпекою в умовах сталого розвитку / Н. Є. Твердохлєбова, 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.

7 Євтушенко Н. С. Екологічні наслідки інженерно-технологічних рішень у металургії / Євтушенко Н. С., Семенов Є. О. // Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2025 : матеріали 17-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 25-26 вересня 2025 р. ; заг. ред. Р. В. Лютий. – Київ : НТУУ "КПІ", 2025. – С. 242-245.

8. .Євтушенко Н. С. Інноваційні підходи до екологізації ливарної галузі / Євтушенко Н. С. // Проблеми екології та енергозбереження : матеріали 16-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 23-24 жовтня 2025 р. / Нац. ун-т кораблебудування ім. адмірала Макарова [та ін.]. – Миколаїв : НУК, 2025. – С. 117-120.

9. Євтушенко Н. С. Зелена модернізація ливарного виробництва / Євтушенко Н. С., Пономаренко О. І., Джанік'ян А. А. // Проблеми екології та енергозбереження : матеріали 16-ї Міжнар. наук.-техн. конф., 23-24 жовтня 2025 р. / Нац. ун-т кораблебудування ім. адмірала Макарова [та ін.]. – Миколаїв : НУК, 2025. – С. 108-111.

УДК 669.456.78

В.Г. Єфімова [1], К.Є. Пісьмарьов [2]

[1]КПІ ім. Ігоря Сікорського, ТОВ «Метінвест політехніка»

[2]Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ РАФІНУВАННЯ МЕТАЛУ У ПРОМІЖНОМУ КОВШІ МБРЗ

В даний час, у всьому світі частка сталі, що розливається на машинах безперервного лиття заготовок, збільшується, при цьому особлива увага приділяється питанням підвищення якості безперервнолитих заготовок, що забезпечується технологією процесу та обладнанням машин безперервного лиття заготовок (МНЛЗ). Важливим технологічним вузлом сучасної МНЛЗ є проміжний ківш, його конструкція

значно впливає на якість продукції [1]. В даний час проміжний ківш розглядається як універсальний агрегат для додаткового рафінування сталі, усереднення металу за хімічним складом і температурою. Оснащення ковшів спеціальними пристроями, що рафінують, дозволяють оптимізувати гомогенізацію металевого розплаву і створити сприятливі умови для його рафінування, оскільки на цій стадії представляється, по суті, остання технологічна можливість помітно вплинути на якість сталі [2,3].

Метою наших досліджень було:

1) з використанням термодинамічного аналізу встановити найкращі умови видалення неметалевих включень з проміжного ковша;
2) для підтвердження теоретичного аналізу провести фізичне моделювання на холодній моделі;
3) Перевірити результати досліджень у промислових умовах.

Таким чином, ванна проміжного ковша з гідродинамічної точки зору повинна бути гасителем швидкості потоків, що створюється вимушеною конвекцією. Довжина проміжного ковша визначається довжиною камери роздавання. Вона залежить від конструкції перегородок, а також кутів нахилу переточних каналів. Ґрунтуючись на зазначених вище теоретичних принципах, з метою збільшення резидентного часу перебування неметалічних включень у ванні проміжного ковша, нами було проведено фізичне моделювання гідродинамічних потоків у роздавальній камері, що застосовується на ПАТ «Укрстальконструкція» у масштабі 1:3 та автомодельності за числом Рейнольдса.

Модельні експерименти показали, що найкращих результатів можна досягти, якщо проміжний ківш буде обладнаний додатковою реакційною камерою. При цьому гідродинаміка проміжної ємності забезпечувала наявність ефективних вихороподібних структур, як у реакційній, так і роздатковій камері, що у свою чергу збільшувало резидентний час перебування індикаторів неметалевих включень за рахунок їх затримки додаткової реакційної камери.

При проведенні промислових випробувань одна з перегородок була дослідною: з боку приймальної камери мала кут нахилу 200, підйом каналу - у бік реакційної камери, а з боку камери роздавання становила 350, підйом металу - в бік роздавальної камери. Ґрунтуючись на результатах моделювання, з урахуванням наведених вище практичних можливостей, габарити камери становили 500×1000 мм. Роздавальна камера мала довжину близько 1000 мм. Фурма встановлювалася у днищі реакційної камери у безпосередній близькості від перегородки з боку роздавальної камери. Довжина фурми становить 1000 мм, поперечний переріз (70х80) мм, обладнана 30

газовиділювальними каналами. Діаметр кожного каналу становить 1,5-2 мм. Продування велося при витраті аргону 10-12 л/хв. Порівняльна перегородка була обладнана трьома рядами каналів з різними кутами нахилу, що використовується в даний час (рис.2). Відповідно, роздавальна камера за дослідною перегородкою і метал, що протікає через неї, будуть дослідними, а метал і камера за звичайною перегородкою – порівняльними. Оцінку ефективності роботи тієї чи іншої схеми розташування каналів у перегородці проводили шляхом порівняння ступеня забрудненості металу неметалевими включеннями. Вміст неметалевих включень по пробах, відібраних із кристалізаторів дослідного і порівняльного рівчаків, визначали металографічним методом Л.

За результатами проведених досліджень забрудненості металу неметалевими включеннями (табл.1) слід відзначити високий рівень ефективності розробленої технології, що свідчать зниження вмісті неметалевих включень загалом на 30 – 40 %.

Таблиця 1. Забрудненість металу дослідного та порівняльного струмків на кшталт включень, сталі марки К – 60

Тип включень		2 – й рівень якості металу у відповідності ТТ 232-60-2005: СНД ср.б. ≤ 2,5; макс. б. ≤ 4		
			Порівняльний метал	Дослідний метал
Сульфіди		ср.б.	0,23	0,13
		макс.б.	0,36	0,33
Оксиди	ОС	ср.б.	0	0
		макс.б.	0	0
	ОГ	ср.б.	0	0
		макс.б.	0	0
Силікати	СХ	ср.б.	2,18	1,25
		макс.б.	3,08	1,56
	СП	ср.б.	0	0
		макс.б.	0	0
	СНД	ср.б.	3,37	2,38
		макс.б.	3,82	3,08

В результаті проведених досліджень з використанням фізичного моделювання показано, що найкращі умови для створення вихороподібної структури спостерігаються при встановленні додаткової перегородки та утворення реакційної камери. Промислові випробування довели ефективність використання реакційної комери у поєднанні з продувкою металу інертним газом. Ефективність видалення неметалевих включень становила 30-40%.

Список літератури

1. Huang, J., Yuan, Z., Shi, S. Flow characteristics for two-strand tundish in continuous slab casting using PIV/ J.Huang, Z.Yuan, S. Shi// Metals. - 2019. - № 9. - pp. 41–52.

2. Gushchin, V.N., Ul’yanov, V.A. Improved tundish refining of steel in continuous-casting machines/ V.N.Gushchin, V.A. Ul’yanov// Steel Transl. - 2017. - vol. 47. - № 5. - pp. 320–324.

3. Dubodelov, V.I., Smirnov, A.N., Efimova, V.G., et al., Gidrodinamicheskie i fiziko-khimicheskie protsessy v promezhutochnykh kovshakh dlya nepreryvnogo lit’ya stali (Hydrodynamic and Physicochemical Processes in Tundish for Continuous Steel Casting), Kyiv: Naukova Dumka, 2018.

УДК 669.15'24'26-194.56:620.193.4

В. Г. Іванов, М.В. Матвейшин, О.Ю. Воскобойнік

Національний університет «Запорізька політехніка», Україна,

ЕЛЕКТРОХІМІЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ АУСТЕНІТНИХ ХРОМОНІКЕЛЕВИХ СТАЛЕЙ З БОРОМ

Аустенітні хромонікелеві сталі завдяки унікальному балансу механічних характеристик та здатності до самопасивації залишаються основними конструкційними матеріалами для виготовлення вузлів, апаратів та деталей, що тривалий час експлуатуються в корозійно-агресивних середовищах. Проте підвищення вимог до сучасного обладнання вимагає пошуку нових шляхів покращення

властивостей таких сталей. Особливий науковий та практичний інтерес становить легування аустенітних хромонікелевих сталей бором у концентраціях, що суттєво перевищують традиційні значення.

Введення бору призводить до глибокої перебудови мікроструктури сплаву. На відміну від сталей з мікролегуванням, де бор присутній у сотих частках відсотка, високий вміст цього елемента сприяє формуванню гетерогенної структури з розвиненою мережею боридних фаз. Ці фази безпосередньо впливають на фізико-хімічну стабільність металу, оскільки змінюють не лише морфологію зерен, а й розподіл основних легуючих елементів між матрицею та карбідами. Саме тому вивчення електрохімічної поведінки таких сталей є надзвичайно актуальним завданням. Поява надлишкових фаз може суттєво трансформувати кінетику пасиваційних процесів, впливати на цілісність захисних оксидних плівок та, як наслідок, визначати загальну корозійну стійкість матеріалу в хлоридовмісних середовищах.

Досліджували хромонікелеві сталі, хімічний склад яких характеризувався наступним вмістом основних елементів (у масових частках, %): вуглець – 0,10…0,12; хром – 18,5…19,0; нікель – 11,9…12,5; марганець – 1,1…1,2; кремній – 0,4…0,5. Вміст бору в дослідних зразках варіювався в межах 1,0–2,5%, що дозволило простежити вплив концентрації цього елемента на властивості сплаву. Вміст шкідливих домішок був обмежений стандартними значеннями: сірка – до 0,01%, фосфор – до 0,03%. Як еталон для порівняльного аналізу використовували зразки промислової нержавіючої сталі марки 12Х18Н10Т. Потенціодинамічні дослідження проводилися при температурі 20 °С. Як корозійне середовище застосовували 3,5% водний розчин хлориду натрію (NaCl), що імітує умови агресивного впливу морської води або технічних розсолів. Вимірювання здійснювалися за допомогою прецизійного потенціостата-гальваностата SPG-500fast. Експериментальна установка базувалася на класичній триелектродній системі, де робочим електродом слугував безпосередньо зразок досліджуваної сталі, електродом порівняння – стандартний хлорсрібний електрод, а допоміжним протиелектродом – сітчаста платина. Сканування потенціалу проводили в діапазоні від -800 до +400 мВ зі швидкістю зміни напруги 5 мВ/с. Обробка масиву отриманих експериментальних даних здійснювалася з використанням спеціалізованого програмного пакету EC-Lab.

Детальний аналіз отриманих результатів показав, що за значеннями потенціалу вільної корозії досліджувані зразки мало відрізнялися, що свідчить про збереження базових термодинамічних характеристик хромонікелевої матриці. Проте розрахунок

швидкості корозії виявив певну диференціацію: найбільш стійким до корозійних процесів у заданих умовах виявився зразок еталон, тоді як максимальна швидкість руйнування була зафіксована для зразка з вищим вмістом бору (2,5 %).

Найбільш інформативним етапом дослідження став порівняльний аналіз поляризаційних кривих (кривих Тафеля). Результати свідчать про суттєві розбіжності в характері пасивної області та значеннях потенціалу пітінгоутворення (Epit). Зокрема, еталонний зразок демонструє найбільш широку зону стабільної пасивації та найбільш позитивне значення Epit (+0,080 V), що вказує на високу опірність локальному руйнуванню.

Ймовірно, що поступове зниження корозійної стійкості при збільшенні вмісту бору пов’язане з його негативним впливом на суцільність та адгезію захисної оксидної плівки. Формування боридних фаз створює ділянки структурної неоднорідності, які стають центрами зародження пітінгів. Проте, загальна корозійна стійкість усіх досліджених зразків, включно з високобористими, залишається на рівні, типовому для класу нержавіючих сталей. Незважаючи на певне зниження показників корозійної стійкості внаслідок формування гетерогенної структури, цей вплив не є критичним і може бути нівельований технологічними методами. Найбільш перспективним шляхом подальшого вдосконалення таких сталей є оптимізація режимів термічної обробки для гомогенізації структури.

УДК 621.74:669.13

Л. Х. Іванова, Є. В. Колотило, В. Л. Грущак

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ВПЛИВ СПОСОБУ ЛИТТЯ ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ НА РІВЕНЬ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ

За останні роки вченими і новаторами з ливарного виробництва багато зроблено в області вирішення найважливіших проблем технології.

В процесі роботи прокатні валки схильні до різних механічних і теплових впливів з боку прокатного стану і металу, що прокочується. Залишкові напруги в чавунних валках в більшій чи меншій мірі зберігаються до введення їх в експлуатацію [1].

Експлуатаційні напруги, що виникають при роботі валків в умовах високих температур, тисків і великих швидкостей, в поєднанні з залишковими внутрішніми ливарними можуть привести до перенапруження чавуну і руйнування валка [2]. За даними [1] проведення термічної обробки сприяє зменшенню випадків відбраковування валків через викрошування і відшаровування робочого шару, а також з причини поломки валків.

В основу дослідження була поставлена задача підвищити здатність до зняття напружень при релаксаційному відпалюванні чавунних прокатних валків.

Зазначена задача вирішувалася розробкою та застосуванням способу лиття прокатних валків, що включав первинне модифікування у розливальному ковші механічною сумішшю з комплексного модифікатора на основі рідкісноземельних елементів та оксиду гадолінію та вторинне модифікування на струмені чавуну при заливанні валкової форми феросиліцієм Встановлено, що за пропонованим способом первинне модифікування сумішшю з комплексного модифікатора на основі рідкісноземельних елементів та оксиду гадолінію сприяло підвищенню здатності до зняття напружень при релаксаційному відпалі литого чавунного прокатного валка за рахунок збільшення дисперсності перліту у структурі чавуну робочого шару.

Технологію первинного модифікування здійснювали механічною сумішшю з комплексного модифікатора на основі рідкісноземельних елементів та оксиду гадолінію у співвідношенні 12:1 у розливальному ковші при витраті суміші у кількості 0,54-0,76% від маси металу [4]. Збільшення або зменшення витрати комплексного модифікатора та оксиду гадолінію зменшувало здатність до зняття напружень при релаксаційному відпалі чавунного прокатного валка.

Вторинне модифікування валкового чавуну здійснювали за способом [3], тобто модифікування здійснювали феросиліцієм застосовуючи присадку 0,2-0,4% від маси розплаву на струмені чавуну при заливанні валкової форми з чавуном. Використання інших методів вторинного модифікування разом з вищевказаним первинним модифікуванням до підвищення здатності до зняття напруг при релаксаційному відпалюванні не призводять.

Серією лабораторних досліджень встановлено, що для одержання необхідного високого рівня здатності до зняття напружень при релаксаційному відпалі робочого шару прокатного валка необхідно додати у сплав, мас.%: суміші з комплексного модифікатора на основі рідкісноземельних елементів та оксиду гадолінію 0,54-0,76%. Зменшення витрати суміші менше за 0,54% не дозволить одержати необхідні концентрації рідкісноземельних металів та оксиду гадолінію та необхідну структуру

чавуну і тому не дозволить досягти мети, що поставлена у винаході, а збільшення суміші понад 0,76% також не дозволить досягти мети тобто підвищення здатності матеріалу робочого шару виливка до зняття напружень при релаксаційному відпалі через значні зміни у структурі чавуну: збільшення кількості неметалевих включень та кількості цементитної складової.

Для забезпечення введення у розплав мінімальних рекомендованих кількостей РЗМ та оксиду гадолінію необхідно ввести індивідуально 0,5% комплексного модифікатора на основі рідкісноземельних елементів та 0,04% оксиду гадолінію. Виходячи з цього для досягнення поставленої мети кількості комплексного модифікатора на основі рідкісноземельних елементів і оксиду гадолінію у механічній суміші повинні знаходитися у співвідношенні 12:1. Цим вимогам відповідають складові суміші, що містять, мас.%: 1) комплексний модифікатор на основі рідкісноземельних елементів марки СРЗМ30; 2) оксид гадолінію (чистий).

У лабораторних та промислових умовах встановили параметри запропонованого способу обробки чавуну. Були відлиті дослідні партії валків з розмірами Ø460х1016 мм за способом найближчого аналога та пропонованим. Плавку здійснювали в індукційній печі промислової частоти ІЧТ-6. Як шихтові матеріали застосовували: лом прокатних валків, ливарні чавуни, сталевий лом, феросплави. Як модифікатори використовували для первинного модифікування за найближчим аналогом комплексний модифікатор на основі рідкісноземельних металів марки СРЗМ30, а за пропонованим способом механічну суміш з комплексного модифікатора на основі рідкісноземельних металів марки СРЗМ30 та оксиду гадолінію, а для вторинного модифікування за пропонованим способом феросиліцій марки ФС75. Для заливання валкових форм використовували ківш місткістю 10 т. Чавунний розплав з температурою $1410 \pm 5^{o}C$ з печі випускали у ливарний ківш, на дно котрого завантажували необхідну кількість механічної суміші з подрібненої (фракція 70-90 мм) лігатури та порошкоподібний оксид гадолінію. Після витримки протягом 5-10 хв. розплав заливали у ливарну форму до надливу та робили витримку протягом 3-4 хв. Далі продовжували заливання та на струм розплаву вводили необхідну кількість вторинного модифікатора (фракції 20-30 мм) - феросиліцію за найближчим аналогом. Кількість модифікаторів, що застосовувалися, та результати проведених досліджень наведені у таблиці 1.

.

Таблиця 1 – Результати проведених досліджень

Позначення способу	Витрата модифікаторів, % за масою			Величина зняття напружень після відпалу (середнє значення), %	Структура дослідних чавунів		
	СР3М30	Gd_2O_3	ФС75		Тип графіту до та після відпалу	Дисперсність перліту до та після відпалу	Кількість цементиту до та після відпалу,%
Спосіб [3]	0,5	-	0,2	44,3	ВГр1, ВГр3	ПД1,0	36,9
	0,7	-	0,4	47,5	ВГр1, ВГр3	ПД1,0	37,4
Спосіб [4]	0,5	0,04	0,2	55,7	ВГр1, ВГр3	ПД1,0; ПД0,5	37,8
	0,7	0,06	0,4	56,5	ВГр1, ВГр3	ПД1,0; ПД0,5	38,5

Випробовування здатності до зняття напружень при релаксаційному відпалі проводили за допомогою спеціального пристрою на трьох зразках-балках рівного опору, вирізаних по глибині робочого шару валків при їх механічному обробленні. Рівень напружень перед релаксаційним відпалом задавали величиною деформації зразка 8 мм. Релаксаційний відпал проводили за таким режимом: нагрівання зі швидкістю 25 град/год до 550 ± 5^oC, витримка 1 год, охолодження зі швидкістю 25 град/год до 20^oC. Вимір деформацій до та після відпалу проводили за допомогою індикатора часового типу з ціною поділки 0,01 мм.

З даних таблиці 1 видно, що поставлена мета була досягнута, здатність до зняття напружень при релаксаційному відпалюванні матеріалу робочого шару прокатного валка, відлитого за способом [4] у порівнянні зі способом [3], підвищилася на 19-26%. Структура дослідних чавунів після відпалювання практично не змінювалася у порівнянні з литим станом.

Список літератури

1. Кривошеев А.Е. Литые валки (теоретические и технологические основы производства).– М.: Металлургиздат, 1957. – 360 с.

2. Адамов И.В. Исследование процессов отливки двухслойных прокатных валков высокой твердости из хромоникелевого чугуна.- Дис. ...канд. техн. наук 05.16.04 / Адамов Иван Васильевич. – Днепропетровск, 1981. – 495 с.

3. Спосіб лиття прокатних валків з чавуну з вермикулярним графітом: пат. 93800 Україна. №2000913016; заявл. 14.12.2009; опубл. 10.03.2011; Бюл. №5. 4 с.

4. Спосіб лиття прокатних валків з чавуну з вермикулярним графітом: пат. 111919 Україна. №201504434; заявл. 06.05.2015; опубл. 24.06.2016; Бюл. №12. 3 с.

669.715.782

Д. В. Іванченко, М. М. Ямшинський, І. В. Лук'яненко, Є. Г. Биба, Б. В. Кивгило, Р. В. Лютий

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

МІКРОСТРУКТУРА СПЛАВУ Al-5Cu-0.8Mn-0,25Ti ЗМІЦНЕНОГО ЦИРКОНІЄМ ВВЕДЕНИМ ІЗ ЙОГО ТЕТРАФТОРИДУ

Сплави системи Al-Cu-Mn знайшли широке застосування у літакобудівній промисловості [1, 2] при виробництві фюзеляжу та крил магістральних лайнерів. Також ці сплави знайшли застосування для виробництва деталей двигунів внутрішнього згоряння [3] різного використання. Тому подальше вдосконалення структури сплавів Al-Cu-Mn з метою підвищення їх механічних властивостей є актуальною дослідницькою задачею.

Підвищення міцності та жароміцності сплавів системи Al-Cu-Mn може бути забезпечене використанням цирконію, у якості легувального елементу. Дослідження впливу цирконію на структуру сплавів системи Al-Cu-Mn, у широкому інтервалі зміни концентрації цирконію, дозволяє розробити новий матеріал, який за своїми механічними властивостям зможе перевершити базові алюмінієво-мідні сплави.

Введення цирконію до сплаву Al – 5 % Cu – 0,8 % Mn – 0,25 % Ti здійснювалося з використанням флюсової композиції ZrF_4–LiF–NaF. Флюсова композиція наносилась на поверхню рідкого алюмінію за температури 750 °С, витримувалась протягом 720 с. і далі замішувалась у розплав. Після замішування флюсу до рідкого алюмінію вводилась мідь, лігатура Al-Mn та лігатура Al-Ti.

Отримані виливки піддавали термічному обробленню за режимом Т5.

Мікроструктура базового сплаву Al – 5 % Cu – 0,8 % Mn – 0,25 % Ti представлена на рис. 1. Мікроструктура сплаву складається з розчину міді та марганцю в алюмінії, та вторинної R-фази, яка існує в області з наступним співвідношенням атомів $Al_{74-80}Cu_{5-12.5}Mn_{12.5-18}$ [4]. Також присутні вкраплення Al_2Cu.

Аналіз мікроструктури ливарного алюмінієвого сплаву системи Al–Cu–Mn–Ti (рис. 1) свідчить про формування багатофазної гетерогенної системи, де алюмінієва матриця, зміцнена твердорозчинним механізмом за рахунок атомів міді та марганцю, поєднується з інтерметалідними включеннями фази Al_2Cu та складної вторинної *R*- фази зі співвідношенням компонентів $Al_{74-80}Cu_{5-12.5}Mn1_{2.5-18}$. Високі механічні характеристики сплаву, зокрема межа міцності 333 МПа та межа текучості 276 МПа, обумовлені синергетичним ефектом дисперсійного зміцнення та подрібненням структурних складових завдяки введенню 0,25 % титану, водночас показник відносного подовження на рівні 3,8 % відображає закономірне зниження пластичності внаслідок наявності значної частки крихких інтерметалідних фаз у структурі.

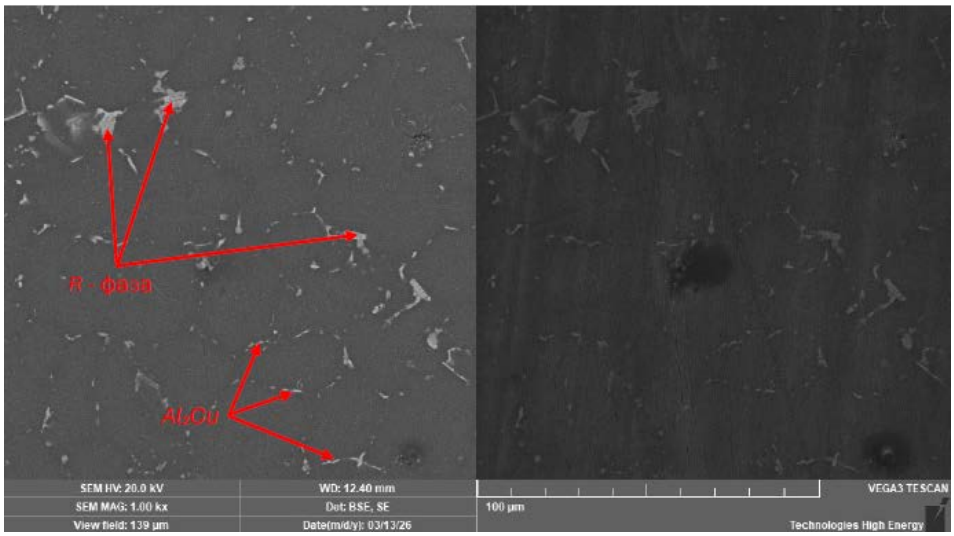


Рис. 1 – Електронно-мікроскопічне зображення мікроструктури сплаву Al – 5 % Cu – 0,8 % Mn – 0,25 % Ti

Для подальшого легування розплаву системи Al – 5 % Cu – 0,8 % Mn – 0,25 % Ti використовували тетрафторид цирконію, який вводили у складі комплексної флюсової композиції разом із фторидами натрію та літію. Концентрація ZrF_4 у складі флюсу була розрахована виходячи з пропорції 1,8 % від загальної маси сплаву. Вміст цирконію у сплаві складає 0,6 %. Мікроструктура зміцненого цирконієм сплаву представлена на рис. 2.

На зображеннях мікроструктури спостерігається розчин міді, марганцю та титану в алюмінії, та вторинні дрібнозернисті фази, одна з яких за складом наближаться до Al_2Cu інша – Al_3Zr. У сплав перейшло до 0,95 % Zr. Величина межі міцності сплаву з цирконієм складає 420 МПа, межі текучості 302 МПа, а відносне подовження сплаву збільшилось до 7,7 %.

У подальшому легування сплаву системи Al–5 % Cu–0,8 % Mn–0,25 % Ti, цирконієм здійснювалося шляхом металотермічного відновлення ZrF_4 із флюсової суміші ZrF_4–LiF–NaF, при цьому масова частка тетрафториду становила 2,5 % від загальної маси розплаву. Кількість цирконію, яка перейшла у сплав – 1,06 %. Спостерігається зниження кількості цирконію, який переходить до сплаву із цього флюсу, у порівнянні з флюсовою композицією де містилося 1,8 % ZrF_4, проте загальний його вміст у сплаві вищий. Мікроструктура сплаву представлена на рис. 3.

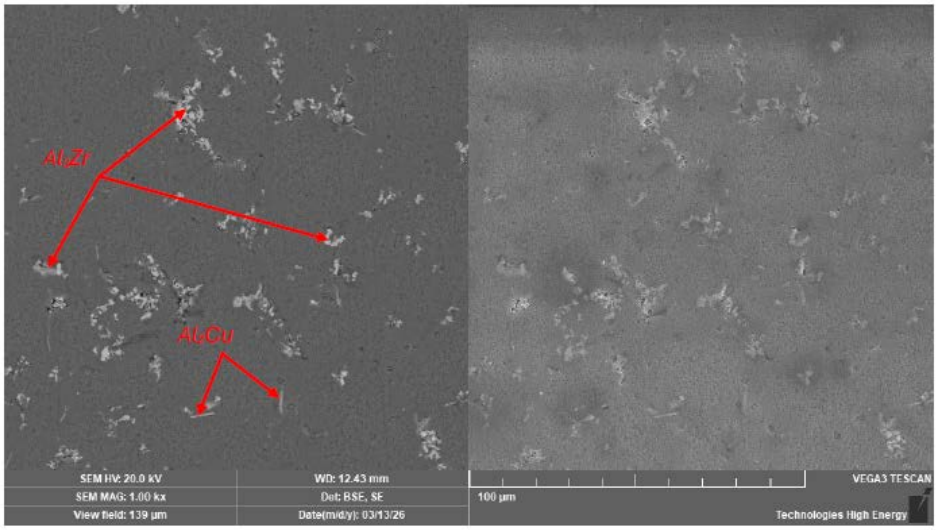


Рис. 2 – Електронно-мікроскопічне зображення мікроструктури сплаву Al – 5 % Cu – 0,8 % Mn – 0,25 % Ti зміцненого цирконієм із ZrF_4 (1,8 %)

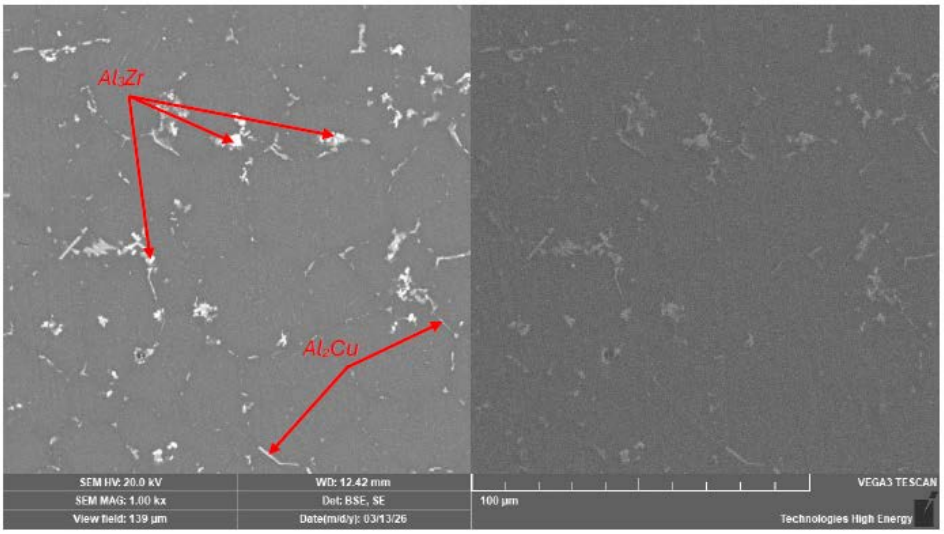


Рис. 3 – Електронно-мікроскопічне зображення мікроструктури

сплаву Al – 5 % Cu – 0,8 % Mn – 0,25 % Ti зміцненого цирконієм із ZrF_4 (2,5 %)

Відмінності за фазовим складом від попереднього сплаву не спостерігається. Фіксується наявність розчину міді, марганцю та титану, а також Al_2Cu та Al_3Zr. Величина межі міцності сплаву з цирконієм складає 404 МПа, межі текучості 304 МПа, а відносне подовження сплаву дорівнює 5,6 %. Такі величини механічних властивостей свідчать про відсутність необхідності у подальшому збільшенні маси флюсової композиції, за допомогою якої зміцнюється Al-Cu-Mn сплав.

Проте при такому вмісті цирконію у сплаві з’являються зони пересичені цирконієм, розпад яких, у результаті проведення термічної обробки, призводить до утворення колоній Al_3Zr представлених на рис.4.

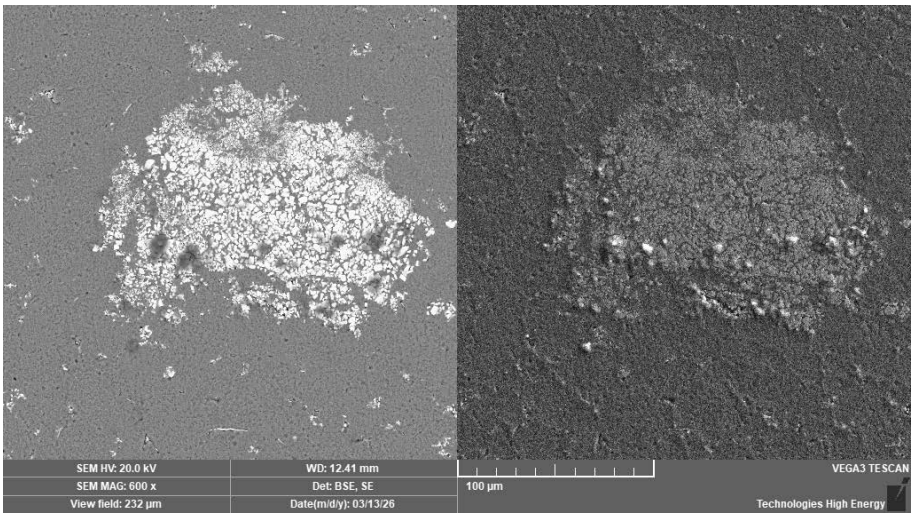


Рис. 4 – Електронно-мікроскопічне зображення мікроструктури сплаву Al – 5 % Cu – 0,8 % Mn – 0,25 % Ti зміцненого цирконієм із ZrF_4 (2,5 %) у зоні надмірно збагаченій цирконієм.

Отже використання флюсової композиції ZrF_4–LiF–NaF дозволяє насичувати сплави Al-Cu-Mn цирконієм та підвищувати їх механічні властивості, в середньому з 333 МПА до 420 МПа. Збільшення вмісту цирконію у сплаві до 1,06 % не сприяє подальшому збільшенню міцності. Пластичність такого сплаву істотно знижується.

Список літератури

1. Dursun, Tolga. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. / Tolga Dursun, Costas Soutis // Materials & Design. – 2014. – Vol. 56. – P. 862-871. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.002

2. Raj, R. J. Review of Aluminum Alloys in Aircraft and Aerospace Industry / R. J. Raj, Selvam P. Panneer, M. A. Pughalendi // Journal of Huazhong University of Science and Technology. – 2021. – Vol. 50. – Issue 4.

3. Huang, C. Effect of Yb on Microstructure and Mechanical Properties of Al-Cu-Mn Heat-Resistant Aluminum Alloys / C. Huang, H. Yang, Y. Xiong, N. Jia, J. Nong, L. Pan // Materials. – 2025. – 18. – 958. https://doi.org/10.3390/ma18050958

4. Grushko, B. Al-rich region of Al–Cu–Mn / B. Grushko, S.B. Mi // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – Vol. 688. – Part B. – P. 957-963. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.07.075

УДК 669.715

В. В. Каверинький[1], А. І. Троцан[1], З. П. Сухенко[1]

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

ЕФЕКТ ЧАСТОТИ І СКВАЖНОСТІ ІМПУЛЬСІВ ПРИ ВІБРАЦІЙНОМУ ВПЛИВІ НА КРИСТАЛІЗАЦІЮ ЕВТЕКТИЧНОГО СИЛУМІНУ

Алюмінієво-кремнієві сплави (силуміни) широко застосовуються у литті завдяки високій рідкотіркості, низькій щільності та збалансованим властивостям. Їх характеристики визначаються мікроструктурою, що формується під час кристалізації (зерна α-Al, евтектичний кремній, інтерметаліди, пористість). Традиційні методи контролю базуються на хімічній модифікації та термічному регулюванні, що мають обмеження. Механічна вібрація під час затвердіння є альтернативним підходом, який дозволяє впливати на структуру без зміни складу. Показано, що вона сприяє подрібненню зерен, переходу до рівнозернистої структури, модифікації евтектики та зменшенню пористості [1–4]. Водночас ефективність значною мірою залежить від параметрів процесу, а оптимальні частоти варіюються в широких межах [1,4,5], що свідчить про необхідність урахування не лише частоти, а й енергії, прискорення та форми вібраційного сигналу.

У нашому дослідженні розглядається затвердіння силуміну із ~12 % Si (хімічний склад наведено у таблиці 1) під дією механічної вібрації у звуковому діапазоні (20–180 Гц) з прямокутними знакозмінними імпульсами та керованою скважністю. На відміну від більшості попередніх робіт, які зосереджені переважно на частоті та амплітуді, тут

систематично досліджується вплив скважності як незалежного параметра та його роль у впливі мікроструктури і міцність матеріалу.

Таблиця 1. – Хімічний склад досліджуваного матеріалу

Al	Si	Mg	Mn	Cu	Fe
основа	12.1	0.24	0.1	1.2	0.9

Для проведення експериментів використовувалася спеціально розроблена лабораторна платформа, яка забезпечує контрольоване здійснення механічних коливань на розплавлений метал у тиглі. Вібрація створювалася електромагнітними поршнями, що працюють від прямокутних імпульсів змінної полярності, з можливістю регулювання частоти, та скважності. Тигель фіксувався обмежувачами для запобігання зміщенню, а теплоізоляційна конструкція захищала електромагнітні елементи від нагрівання. Управління платформою здійснювалося електронною схемою із мікроконтролером ATmega328 та відображенням параметрів на LCD-дисплеї.

Сплав розплавляли у електричній печі при 700 °C. Лиття проводили у тонкостінні сталеві форми (~35 мм діаметр, 30 мм висота), які розташовували на вібраційній платформі до початку кристалізації. Досліджували три частоти вібрації (20, 90 і 180 Гц) і три скважності (70, 50 і 10 %). Після затвердіння зливки розрізали для підготовки зразків для механічних випробувань та мікроструктурного аналізу.

Механічні випробування показали, що міцність на розтяг істотно залежить від частоти вібрації та скважності (Таблиця 2).

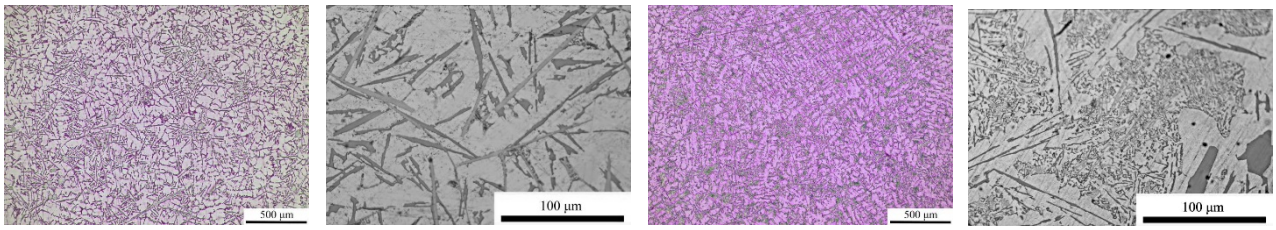
Таблиця 2. – Вплив параметрів вібраційної обробки на міцність сплаву

Частота, Гц	Скважність, %	σ_B, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ, %
Без вібраційної обробки		63.1 ± 20.4	59.9 ± 22.4	1.6 ± 0.6
20	10	73.6 ± 23.5	65.8 ± 20.3	1.6 ± 0.5
20	50	114.8 ± 15.6	101.4 ± 15.2	1.1 ± 0.2
20	70	64.9 ± 18.4	57.5 ± 23.5	1.6 ± 0.7
90	10	109.1 ± 12.7	99.4 ± 15.4	1.1 ± 0.2
90	50	154.4 ± 11.7	139.4 ± 13.5	0.7 ± 0.1
90	70	70.4 ± 16.5	67.6 ± 19.8	1.4 ± 0.4
180	10	129.9 ± 14.5	116.7 ± 14.3	0.9 ± 0.1
180	50	151.5 ± 13.9	136.7 ± 13.6	0.7 ± 0.1
180	70	122.3 ± 16.4	112.0 ± 14.6	1.0 ± 0.1

Для всіх частот максимальна міцність досягалася при скважності 50 %. При 20 Гц досягнуті значення були нижчі, ніж на 90 і 180 Гц. При 20 Гц і скважності 70 % та 10 % ефекту майже не спостерігалося. Для 90 Гц за умов скважності 50 % і 10 % спостерігалося підвищення міцності, тоді як 70 % показало результати близькі до базового матеріалу. При 180 Гц, хоча сквапність також ще мала вплив, чутливість до ширини імпульсу знижувалася. Це свідчить, що за умов досліджуваних прямокутних

імпульсів як частота, так і часова структура механічної вібрації впливають на мікроструктуру та механічні властивості.

Мікроструктура зразків без вібрації та після обробки вібрацією представлена на рисунку 1. У базовій відливці спостерігаються відносно великі кремнієві голки та поліедричні включення з поодинокими дрібними частинками. Після вібраційної обробки з'являються виразні скупчення дрібних включень, що формують хмароподібні області, які займають значну частину поперечного перерізу. Хоча великі «голки» та поліедричні частинки все ж також залишаються. Це може пояснюватися сприянням механічної вібрації зародженню дрібних фаз та більш рівномірним розподілом частинок у розплаві, перешкоджаючи росту великих включень та дендритних гілок.



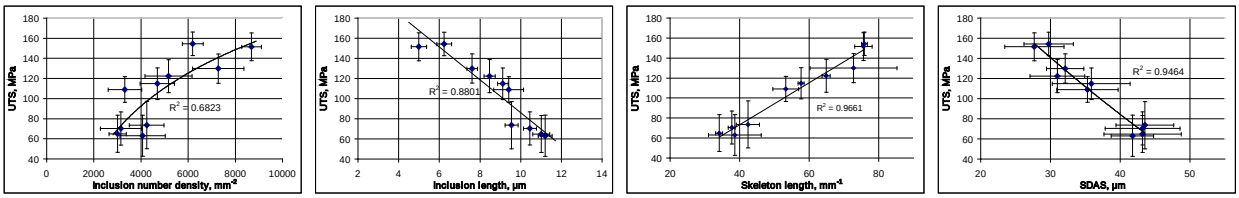
а) б) в) г)

Рис. 1. – Вплив вібраційної обробки розплаву на мікроструктуру силуміну:
а, б) без обробки, збільшення ×50 (а) та ×500 (б);
в, г) вібрація 180 Гц, зі скважністю 50 %, збільшення ×50 (в) та ×500 (б).

Виявлено чітку позитивну кореляцію між σ_B та структурною щільністю включень (R^2 = 0.6823) та сильну негативну кореляцію з довжиною включень (R^2 = 0.8801). Ступінь подовженості включень показала менш висловлений вплив (R^2 = 0.5244). Дендритна структура також значно впливала на міцність: структурна щільність позитивно корелювала з σ_B (R^2 = 0.8039), довжина дендритного скелету майже лінійно співвідносилася з міцністю (R^2 = 0.9661). Зменшення середньої відстні між гілками денбритів другого порядку сприяло підвищенню σ_B (R^2 = 0.8764). Таким чином, дрібна дендритна структура та висока щільність дрібних включень прямо пов'язані з підвищенням міцності Al–Si сплавів під впливом вібрації (рис. 2).

Отримані результати показали, що низькочастотна вібрація під час твердіння істотно впливає на формування мікроструктури та механічні властивості силуміну. При цьому частота сама по собі не є достатнім параметром для опису ефективності вібраційної обробки. Узгоджуючись із концепцією вузьких «ефективних вікон» інтенсивності [2], показано, що важливу роль відіграє сквапність, тобто часові

характеристики сигналу [3,5,6]. Перспективними напрямами подальших досліджень є використання комбінованих режимів вібрації та поєднання з іншими методами модифікації структури [7,8].



а) б) в) г)

Рис. 2. – Зв'язок σ_B із мікроструктурними характеристиками: а) щільність включень; б) довжина включень; в) довжина дендритного скелету; г) відстань між гілками дендритів другого порядку

Список літератури

1. Kocatepe, K. Effect of Low-Frequency Vibration on Macro- and Micro-Structures of LM6 Alloys / K. Kocatepe, C.F. Burdett // J. Mater. Sci. – 2000. – № 35. – P. 3327–3335. doi: 10.1023/A:1004891809731

2. Campbell, J. Effects of Vibration during Solidification / J. Campbell // Int. Met. Rev. – 1981. – № 26(1). – P. 71–108. doi: 10.1179/imtr.1981.26.1.71

3. aghavi, F. Study on the Effect of Prolonged Mechanical Vibration on the Grain Refinement and Density of A356 Aluminum Alloy / F. Taghavi, H. Saghafian, Y.H.K. Kharrazi // Mater. Des. – 2009. – № 30(5). – P. 1604–1611. doi: 10.1016/j.matdes.2008.07.032

4. Chirita, I. Influence of Vibration on the Solidification Behaviour and Tensile Properties of an Al–18 wt.% Si Alloy / I. Chirita, D. Stefanescu, D. Soares, F.S. Silva // Mater. Des. – 2009. – № 30(5). – P. 1575–1580. doi: 10.1016/j.matdes.2008.07.045

5. Popescu, M. Structures of Aluminum Base Alloys Solidified by Vibrations / M. Popescu, B. Varga // Adv. Mater. Res. – 2015. – № 1128. – P. 88–97. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1128.88

6. Tamura, T. Effect of Mechanical Vibrations on Microstructure Refinement of Al–7 mass% Si Alloys / T. Tamura, T. Matsuki, K. Miwa // Light Metals 2011 / ed. S.J. Lindsay. – Cham: Springer, 2011. – P. 979–984. doi: 10.1007/978-3-319-48160-9_142

7. Selivorstov, V. Influence of Low-Frequency Vibration and Modification on Solidification and Mechanical Properties of Al–Si Casting Alloy / V. Selivorstov, Y. Dotsenko, K. Borodianskiy // Materials. – 2017. – № 10. – Art. 560. doi: 10.3390/ma10050560

8. Deev, V.B. Simulation of Crystallization Parameters of Casting Alloys during Modifying Treatment by Physical Impact / V.B. Deev, O.G. Prikhodko, K.V. Ponomareva et al. // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. – 2018. – № 411. – Art. 012026. doi: 10.1088/1757-899X/411/1/012026

УДК 669.131.2

О.Є. Капустян[1], Ю.М. Кусков[2], І.М. Білоник[1], А.В. Нетяга[2], Д.І. Білоник[1]

[1]Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

[2]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

АНАЛІЗ ВПЛИВУ ВАНАДІЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ХРОМИСТИХ БІЛИХ ЧАВУНІВ

Вдосконалення існуючих ливарних зносостійких матеріалів з метою підвищення їх експлуатаційних характеристик є важливою та актуальною задачею. На сьогоднішній день добре зарекомендували себе білі хромисті чавуни (ДСТУ 8851:2019). Розробкою та впровадженням цих матеріалів займаються ФТІМС НАН України, інститут електрозварювання ім. Патона, Національний університет «Запорізька політехніка», Приазовський державний технічний університет та інші.

Виготовлення з білих хромистих чавунів насосів, труб та іншого обладнання для перекачки та транспортування пульпи вирішило проблему гідро-абразивної зносостійкості даних виробів. Наявність вмісту хрому більше ніж 16% забезпечує не тільки їх високу абразивну стійкість, а й високий супротив корозії білих чавунів [1].

Застосування електрошлакової технології наплавлення в струмопідвідному кристалізаторі валків прокатних станів [2] довело, що білі чавуни можуть ефективно працювати в умовах достатньо високих температур та тиску [3]. Подальший розвиток цієї технології для наплавлення дробом хромистого білого чавуну деталей прямокутної форми, підвищило в 2–4 рази термін експлуатації деталей гірничо-металургійного комплексу (біла роторних дробарок, футеровки кульових млинів, зуби ковшів кар’єрних екскаваторів, козирки черпакових драг) та довело високу ефективність застосування цих матеріалів і методу наплавлення [3–5].

Виготовлення з ливарних білих хромистих чавунів обладнання, яке працює в умовах ударно-абразивного зношування, довело їх високу придатність якщо твердість

абразива не вище за 1250-1350 HV, а швидкість соударіння не більше за 25-30 м/с. Але при подрібненні високоабразивних матеріалів, таких як карбід кремнію SiC (9.2–9.6 по шкалі Мооса), електрокорунд (8,9–9,1 по шкалі Мооса), базальта (5–7 по шкалі Мооса), білі зносостійкі чавуни мають невисокі показники зносостійкості.

Підвищення зносостійкості білих хромистих чавунів можна реалізувати наступним: швидкістю кристалізації, модифікуванням, рафінуванням за сіркою (десульфурація), а також додатковим легуванням карбідоутворюючими елементами, такими як ванадій, ніобій, молібден і вольфрам. Найбільш дієвим є легування карбідоутворюючими елементами, а саме ванадієм. З економічної точки зору ванадій є більш доступним і дешевшим легуючим елементом порівняно з вище зазначеними елементами які належать до рідкісних і дорогих металів.

Ударно-абразивний процес зношування доречно розглядати по одинці від впливу ударної та абразивної складової окремо. Абразивна складова зношування обумовлена взаємодією поверхні матеріалу з твердими частинками абразиву, які здійснюють різання, мікрорізання або мікропластичне деформування поверхневого шару. Інтенсивність абразивного зношування визначається співвідношенням твердості матеріалу та абразиву, формою і розмірами частинок, а також умовами контакту. Високий вміст карбідів хрому в структурі білих чавунів значно підвищує їх опір мікрорізанню, однак при перевищенні твердості абразиву над твердістю карбідної фази ефективність такого зміцнення знижується.

Вплив легування білих хромистих чавунів до 10% ванадію на ударно-абразивну зносостійкість наведено на Рис.1.

Показано, що найбільший супротив зносу таких чавунів становить при 4,5–5% V, але це не завжди вирішує технічні проблеми.

Ударна складова зношування характеризується багаторазовим навантаженням поверхні матеріалу, що призводить до виникнення та подальшого розвитку мікротріщин і до відшарування окремих ділянок матеріалу. Для білого хромистого чавуну з ванадієм ефективність супротиву енергії удару найбільш висока і відповідає діапазону 4-20 Дж. Для твердого сплаву ВК8 руйнування починається при енергії удару 2-4 Дж.

Доведено що легування ванадієм хромистих чавунів значно впливає на структурний стан та морфологію, що підвищує фізико-механічні властивості металу за умов абразивного та ударно-абразивного навантаження. Ванадій утворює з вуглецем два карбіди: V_2C — маловуглецевий карбід ванадію з гексагональними ґратками; VC (V_4C_3) — монокарбід ванадію з ГЦК ґраткою.

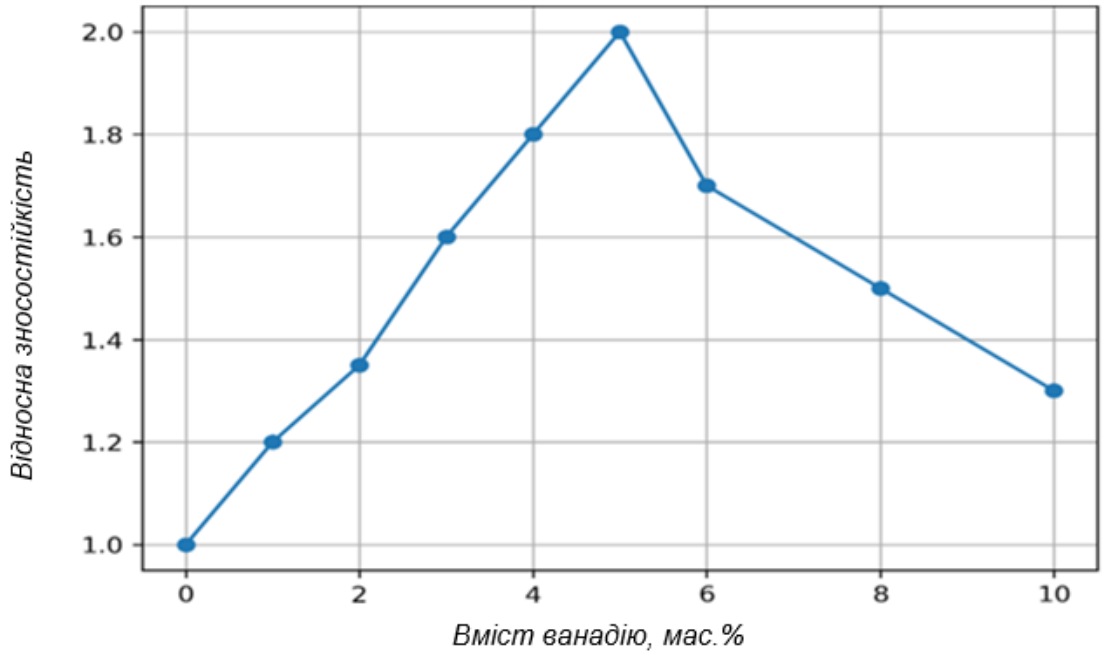


Рис. 1 – Вплив вмісту ванадію на ударно-абразивну зносостійкість хромистих чавунів (узагальнені експериментальні дані) [1].

Мікротвердість VC досягає 2400-2800 HV, що значно вище за показники основного зміцнювального карбіду хромистого чавуну $(Cr, Fe)_7C_3$ – 1200–1800 HV. Карбіди ванадію характеризуються кристалографічною сумісністю з ґраткою аустеніту, що забезпечує їх надійне закріплення в структурі сплаву та підвищує опір до виривання під час експлуатаційних навантажень, а метал при цьому має надзвичайно високу для білих чавунів пластичність (δ - до 8 %), а також підвищену ударну в'язкість та міцність на вигин (вміст V до 5%). В рідкому стані ванадій діє як модифікатор кристалізації. Процес кристалізації починається при вищих температурах, тим самим збільшує кількість центрів кристалізації, зменшує розмір евтектичних колоній та робить карбідну фазу більш рівномірною. Також під впливом ванадію проходить зміна розподілення та розмірів карбідів хрому, які мають голчасту та пластинчасту форму і є концентратором напружень. А саме відбувається зменшення розмірів карбідів $(Cr, Fe)_7C_3$, формування більш дисперсної структури та рівномірний розподіл карбідів. Зазначений факт знижує ймовірність сколу при ударі. Карбіди ванадію зазвичай мають дрібну кубічну, рівноосну (глобулярну, сферичну) форму. Завдяки меншій концентрації напруг чавуни із у сфероїдизованими карбідних включеннями в комбінації з мартенситно-аустенітною матрицею, мають підвищений опір до ударно-абразивного зношування [6].

Результати останніх досліджень вказують на те, що найбільш високі фізико-механічні властивості та супротив ударно-абразивному зносу проявляє чавун з вмістом ванадію від 2,3-4,5 мас.%. Подальше підвищення вмісту ванадію згідно роботи [7] негативно впливає на показники ударною в'язкості та підвищують крихкість.

Проте в роботах Г.И. Сильмана наведено, що легування хромистих чавунів ванадієм у кількості 6-8% у поєднанні з відповідною термообробкою не тільки підвищує міцність та твердість (σ_B = 580 — 630 Н/мм2, HRC = 62 —65), але й забезпечує супротив зносу на рівні твердих сплавів ВК-8 та ВК-10 [8].

Враховуючі вищенаведене, вважаємо доцільним отримати зразок білого хромо-ванадієвого чавуну з 6-8% ванадію та дослідити його структуру, механічні властивості, визначити супротив зносу при подрібненні карбіду кремнію. Для цього проведений розрахунок шихти та розглянуті різні варіанти комбінацій конструкцій порошкового витратного електрода. Найбільш вдалим рішенням є витратний електрод коробчастого профілю. Дослідні зливки планується отримати на установці ЕШЗ А-550.

Список літератури

1. Абразивостойкие высокохромистые чугуны: монография / В.П. Гаврилюк, В.И. Тихонович, И.А. Шалевская, Ю.И. Гутько. – Луганск: «Ноулидж», 2010. – 141 с.

2. Кусков Ю.М., Сарычев И.С. Восстановительная электрошлаковая наплавка чугунных валков стана 2000 / Ю. М. Кусков // Сварочное производство. – 2004. – № 2. – С. 39-43.

3. Износостойкость и термическая выносливость наплавленного хромистого чугуна / Ю. М. Кусков, И. И. Фрумин, Г. В. Ксендзык // Автоматическая сварка. 1978. - № 6. - С. 64 - 67.

4. Особливості кристалізації металевої ванни під час електрошлакового наплавлення в струмопідводному кристалізаторі / А.В. Нетяга, Ю.М. Кусков // Металургія – Запоріжжя. – 2021. - № 2. – С. 30-34.

5. Формирование структуры высокохромистого чугуна, наплавленного дробью в токоподводящем кристаллизаторе / Ю.М. Кусков, Ф.К. Биктагиров, Т.И. Грищенко, А.И. Евдокимов // Современная элекрометаллургия. – 2018. - №2. – С. 52-55.

6. Efremenko V.G. Abrasive wear resistance of spheroidal vanadium carbide cast irons / V.G. Efremenko, K. Shimizu, A.P. Cheiliakh // Journal of Friction and Wear. – 2013. – Vol. 34. – P. 466-474

7. Hao Wang. Effects of vanadium on microstructure and wear resistance of high chromium cast iron hardfacing layer by electroslag surfacing/ Hao Wang, Sheng Fu Yu, Adnan Raza Khan, An Guo Huang // Metals. – 2018. - V. 8, № 6: 458. https://doi.org/10.3390/met8060458

8. Сильман Г.И. Легированный белый чугун с композитной структурой // МиТОМ. 2005. № 7.

УДК 621.74/330.34

І.І. Карпенко, С.І. Клименко, С.Г. Грищенко, Ю.Г. Квасницька, А.М.Верховлюк,

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

decormetukr@gmail.com

ФОРМУВАННЯ ОРГАНІЗАЦІЙНО - СТРУКТУРНИХ ПЕРЕДУМОВ РОЗВИТКУ ЛИВАРНОЇ ІННОВАЦІЙНОЇ ЕКОСИСТЕМИ

Ливарна промисловість відіграє особливу роль в структурі економіки України, вирішуючи завдання забезпечення потреби усіх галузей – насамперед машинобудівної індустрії, оборонно-промислового комплексу, гірничо-металургійного комплексу тощо - у сучасних видах ливарної продукції. Як і інші галузі промисловості, ливарна галузь сильно постраждала від військової агресії Росії. Крім падіння попиту, щонайменше 50% підприємств галузі відчули на собі вплив війни, іноді й з частковим руйнуванням виробництв. Великі ливарні підприємства розташовуються здебільшого в південно-східних регіонах, які найбільше постраждали від бойових дій [1].

В умовах, коли перед Україною стоять дуже складні завдання знайти інтелектуальні, фінансові та організаційні ресурси для забезпечення випереджаючого розвитку економіки на основі інноваційно-інвестиційної моделі, щоб подолати величезне відставання від країн-лідерів і не залишитися на узбіччі світового прогресу, немає іншого шляху, крім випереджаючого розвитку свого національного промислового комплексу [2].

У більшості українських промисловців, вчених-економістів, значної частини представників влади і громадськості є розуміння необхідності якнайшвидшої розробки стратегії перетворення вітчизняної промисловості в сучасний конкурентоспроможний комплекс, який відповідав би рівню великої європейської держави. Стратегія розвитку промислового комплексу України повинна визначати енергійні заходи щодо

модернізації діючого виробництва та створення нових виробництв високотехнологічної продукції, системного розширення експорту та внутрішнього ринку, запровадження необхідних механізмів та інструментів забезпечення інноваційно - інвестиційного розвитку. У ній повинно бути відображене сучасне уявлення про місце і роль промисловості в системі функціонування держави, основні характеристики її стану, ключові проблеми виробничо-технологічного, організаційно-економічного, науково-технічного, інноваційно-інвестиційного, структурно-інституційного, ресурсно-фінансового, експортно-імпортного, нормативно-правового, регіонального, соціально-кадрового характеру і, нарешті, завдання державного управління. У повній мірі це стосується й ливарної промисловості, де ключовим напрямком є інноваційна діяльність на всіх етапах - від науково - технічної розробки до масштабного промислового впровадження [3].. При чому, мова йтиме як про бажаність так і необхідність такої діяльності за для збереження та розвитку, перш за все, наукового потенціалу, в особі головного наукового закладу ФТІМС НАН України та інших наукових установ і підрозділів, а також усього ланцюжка виробничих вартостей з перспективою майбутнього зростання у десятки разів. Відповідна структурованість цих процесів визначається законодавчо і крім інституційного рівня регулювання та підтримки передбачає створення низки центрів інноваційного розвитку, як суб'єктів інноваційної ливарної системи з функціональними можливостями класичного інноваційного менеджменту, необхідного для ефективного розвитку ливарної інноваційної сфери.

Наразі, в стані підготовки до реєстрації знаходяться ряд Центрів науково - промислових інновацій, основною метою діяльності яких буде сприяння розвитку інноваційної сфери в галузі ливарного виробництва, використання сучасних методик при створенні інноваційного продукту за рахунок залучення необхідних ресурсів - інтелектуальних, виробничих, інвестиційних у відповідності до Українського Законодавства.

Планується створення структур нового типу, на відміну від малих підприємств 90- х, 2000-х років, котрі працювали на базі готового обладнання з використанням мінімально функційного наукового та науково - технологічного супроводу за для швидкого отримання прибутку.

Вимоги до роботи сучасних інноваційних центрів поєднуватимуть у собі:

- більш глибоке вивчення та аналіз процесів, пов'язаних зі створенням інноваційної продукції у ливарній галузі;

- більш широкий підхід, з точки зору, використання методик організації інноваційного процесу, залучення більшої кількості міждисциплінарних експертів, новий рівень науковості та наукоємності в діяльності структури з розрахунку на масштаб майбутніх проєктних інвестицій;

- інший рівень правової культури, необхідності чіткого виконання усіх правових норм, які регулюють інноваційну сферу за для довіри як інвесторів, так і представників державних та промислових структур.

Стратегічні позиції діяльності Центрів наступні:

Центри виступатимуть як суб'єкти інноваційної діяльності відповідно до ст. 5 Закону України " Про інноваційну діяльність" [4].

Ми погоджуємося з тим, що перспективи розвитку науково- технічного прогресу пов'язані зі стратегіями інноваційної поведінки в ринкових умовах, де наукові дослідження та розробки є частиною економічної сфери, а державні і приватні витрати на наукову діяльність, в певній мірі, можна вважати інвестиціями [5]. Будь яке фінансування науки у майбутньому орієнтуватиметься, більшою мірою, на поєднанні наукової і інноваційної діяльності, що властиво усім розвиненим економікам.

Навіть державне фінансування фундаментальних досліджень, при абсолютному збільшенні, буде поступово перекладатися на приватний сектор, котрий, в свою чергу, зацікавлений у збільшенні бази для прикладних досліджень та інновацій в період інтенсивного економічного зростання. Роль державної науково - інноваційної політики буде спрямована на створення умов стимулюючого характеру для приватних коштів, завдяки використанню інструментів фінансової, фіскальної, правової підтримки. Також формування державних науково - технічних цільових програм і пріоритетів спиратиметься на системну пропрацьованість та диференційованість науково - інноваційного контенту.

19 грудня 2025 року в Інституті економіки та прогнозування НАН України відбувся круглий стіл за участю науковців, представників Уряду та підприємців, на якому стратегічним напрямком розвитку академічної науки був визначений напрямок комерціалізації наукових розробок, що мають інноваційний потенціал. Відповідний мультидисциплінарний проєкт, повинен об'єднати розробки різних наукових напрямків, закладаючи методичні основи опрацювання результатів для залучення великих інвестицій та промислового масштабування, що по суті є розвитком академічної інноваційної інфраструктури. Зазначенні інструменти реалізації проєкту такі як розширені техніко - економічні обгрунтування, об'ємні бізнес-плани, потребуватимуть, у тому числі, від ливарників - науковців постійної додаткової

інформації та збільшення до них вимог, котрі виконувати може буде досить складно. Все це може додати і певних складнощів в проєктних комунікаціях. Визначальним є те, що ливарна галузь має порівняно більше специфіки і це повинно враховуватися в паритетному співвідношенні складових наукового супроводу - економічної та технічної. А саме, виділення ливарної статистичної інформації, потрібної для макроекономічного аналізу та прогнозування проєктної діяльності, утруднено у зв'язку із традиційною вбудованістю ливарного виробництва в металургійне (КВЕД 24. 5, розділ 24), віднесення частини продукції до КВЕД 25 (виробництво металевих виробів), тощо. Специфіка ливарної галузі полягає в особливостях можливості релокації в воєнний час, швидкого (на відміну від крупних металургійних підприємств) розгортання та освоєння нової продукції, стану трудових ресурсів, а також зорієнтованості на широкий спектр виробів із різних сплавів та їх екологічне масштабування. А головне - врахування реальних можливостей та реального інноваційного потенціалу, а також усіх пов'язаних із цим ризиків інноваційно - проєктної діяльності.

Центри планують реалізовувати свою діяльність в наступних аспектах та напрямках:

- сприяти розвитку інноваційних процесів на усіх етапах життєвого циклу ливарних інновацій, починаючи від участі в формуванні наукової ідеї, з точки зору, потреб промислового сектору, консультацій та участі з залучення фінансів, правової консультаційної підтримки, допомоги в проєктно - організаційній діяльності, рекомендацій по супроводу на етапах масштабування та дифузії інновації. Комплексний підхід дасть також можливість справжньої оцінки науково- технічних розробок;

- приймати участь в інжиніринговій діяльності із організації та створення науково- дослідних виробничих потужностей, розробки та виготовленню прототипів, експериментальних партій, покращенню існуючих споживчих характеристик інноваційної продукції;

- розробляти та пропонувати проєктні рішення відносно вже існуючих та плануємих науково- технічних ливарних розробок, з урахуванням трендових, кон'юнктурних, а також екологічних соціальних сучасних вимог за для ефективного залучення інвестицій;

- ініціювати та приймати участь в розробці теоретичних засад екологізації, в тому числі декарбонізації ливарних технологічних ланцюгів;

- окремим напрямком повинна стати участь у розробці базових принципів імплементації адитивних технологій 3-D друку в ливарному виробництві;

- розвивати R&D діяльність, фокусуючись на швидких потребах бізнесу, поєднуючи поглиблені наукові дослідження з можливістю передачі мінімально життєздатного інноваційного продукту (MVP), якщо таке рішення є економічно виправданим;

- вивчати можливість участі ливарників у Державній цільовій програмі економічного розвитку титанового виробництва, інших аналогійних галузевих програмах з формулюванням висновків та пропозицій щодо науково - проєктних можливостей і перспектив. На сьогодні можна вже сформулювати пропозиції стосовно розробки ряду виробів із сплавів із відходів титану, які досі не перероблялися, а також розвивати новий напрямок виготовлення декоративно - прикладних виробів із титану з ливарними структурними елементами;

- приймати участь у розвитку напрямку Українського художнього литва на базі Концепції Українського художнього литва (у стані розробки) котра враховуватиме абсолютну конкурентоздатність, екологічність, соціальну спрямованість у поєднанні художньої та технічної творчості. Підготовити проєкт промислового розвитку напрямку, беручи за зразок Художній комбінат, котрий працював у минулі роки;

- організувати випуск журналу " Інноваційний розвиток ливарного виробництва в Україні" як науково - популярного періодичного видання на зразок раніше існуючого видання " Литво України" (" Союз -литво").

Можливості ефективної співпраці з ФТІМС НАН України закладені в Законі України «Про підтримку та розвиток інноваційної діяльності» (реєстр. №13715 від 29.08.2025), котрий був прийнятий у першому читанні на засіданні Верховної Ради України 11 лютого 2026 р., де визначені Державні інституційні засади поетапної підтримки заходів зі створення інновацій, починаючи з наукової розробки, аж до промислового їх масштабування. Механізми взаємодій в рамках анонсованої єдиної Державної інноваційної екосистеми грунтуватимуться на комплексі нових визначень, системних зв’язків, нового типу фінансового стимулювання [6]. Відповідно, на часі створення моделі ливарної інноваційної галузевої екосистеми, де головним джерелом наукових знань виступатиме Провідний Науковий Заклад в ливарному виробництві. А це означатиме включення в плани Розвитку ФТІМС НАН України інноваційних стратегій до пріоритетних, у відповідності до планованих трансформаційних перетворень в НАН України.

Список літератури

1. Клименко С.И. Литейная отрасль произвела в 2022 году около 190 тыс. т продукции. URL: https://gmk.center/opinion/ litejnaya-otrasl-proizvela-v-2022-godu-okolo-190-tys-t-produkcii/, № 8830, 22.02.2023.

2. В.С. Новицький. НОВА ІНДУСТРІАЛІЗАЦІЯ — РЕАЛЬНИЙ ШАНС ДЛЯ УКРАЇНИ // Київ –УСПП. 2018.

3. Карпенко І.І., Клименко С.І., Верховлюк А.М. та інш. Перспективи інноваційного розвитку ливарних виробництв відповідно до концепції відродження та трансформації промислового сектора України // Метал та лиття України, 2025. №2, С.38-49.

4.ЗУ «Про інноваційну діяльність» від 04.07.2002р., №40-IV (Редакція 31.03.2023р.).

5. Рибіна Л.О. Інтелектуальний капітал як чинник розвитку економічних процесів // ЕКОНОМІКА І СУСПІЛЬСТВО, 2016. №2, С.341-345.

6. Проект Закону «Про підтримку та розвиток інноваційної діяльності» №13715 від 29.08.2025р.

УДК 669.1/2:620.9:621.7

І. І. Карпенко, С. І. Клименко, С. В. Гнилоскуренко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

decormetukr@gmail.com

ДЕКАРБОНІЗАЦІЯ МЕТАЛЛУРГІЙНИХ ТА ЛИВАРНИХ ПРОЦЕССІВ ЯК СТРАТЕГІЧНО ВИЗНАЧЕНА УМОВА ТРАНСФОРМАЦІЇ ПРОМИСЛОВОГО СЕКТОРУ

Особливостю побудови стратегічних планів відродження Української промисловості стане врахування кліматичних аспектів, повязаних з емісією парникових газів, як негативних побочних ефектів виробничих процесів. Вирішення проблеми на етапі її виникнення у поєднанні із заходами ліквідації вже існуючих наслідків визначають комплексність наукових підходів на всіх етапах, від формування ідеї науково - технічної розробки до впровадження її у виробництво, а також покращення вже існуючих технологій з точки зору зменшення парникових викидів.

Поєднання кліматичної політики з науково - промисловою надаватиме значних фінансових можливостей для реалізації планів по декорбанізації, у відповідності до галузевої організаційної готовності, накопичення інтелектуального потенціалу, знання, компетенцій у цій сфері.

Основними завданнями Робочої групи із декарбонізації металургійних та ливарних процесів, котра була створена Наказом директора ФТІМС НАН України, є вивчення технологічних процесів, пов'язанних із викидами CO_2, аналіз стану цього питання у світі та в Україні за для реалізації власних дорадчо - консультативних функцій та надання висновків і прогнозів у сфері науково-технічних рішень по зменшенню викидів парникових газів в ливарних та металургійних виробництвах.

Діяльність групи відбувається на громадських засадах, без застосування трудових відносин і, відповідно, строгої вертикалі управління. Тому, вирішення питань, пов'язаних із проєктно - господарською діяльністю, потребує додаткової організаційної підготовки, а саме, створення проєктних груп.

Необхідність вивчення світових тенденцій розвитку кліматичної діяльності по зменшенню викидів CO_2 в атмосферу грунтується на взаємопов'язанності глобальних економічних процесів, імплементованості національних економічних взаємодій у міжнародні, доступу до світових ринків капіталу, що неможливо без співпраці в питаннях декарбонізації і що цілосно відображено в Українському законодавчому полі (див. матеріали Роботи групи по Законодавству).

Загальний висновок наступний:

Світова декарбонізація відбувається в умовах дефіциту відповідних технологічних розробок, потребує задіяння великих фінансових ресурсів, модернізації промислових процесів, багато часу, інших ресурсів, аж до зміни парадигм соціально-економічного розвитку.

Накопичення фінансових ресурсів відбувається в кліматичних фондах міждержавного, національного та місцевого рівня, загальними об'ємами, котрі перевищують бюджети деяких розвинених країн і цілеспрямовано використовуються в проєктах і програмах, котрі в цілому мають промполітичний та ринковий характер (Окремий звіт Робочої групи по фондах). Фонди наповнюються завдяки продажам квот на викиди парникових газів в аукціонному режимі EU ETS (системі торгівлі викидами), на фоні постійного зменшення кількості безкоштовних квот, а значить, підвищення вартості вуглецю, інших джерел надходжень, включаючи і CBAM (механізму міжнародного вуглецевого корегування). CBAM надає вибору виробникам-експортерам можливість - або знизити рівень викидів всередині країни, витрачаючись

одноразово, або продавати по зниженим цінам, даючи змогу заплатити за викиди імпортерам. При цьому кошти лишаються в іншій країні і витрачаються ними на власні потреби декарбонізації. Так чи інакше, у світі формується постійний фінансовий потік у напрямку аккумуляції та використання ресурсів в проєктах по зниженню парникових викидів. Цей тренд стійкий, не дивлячись на певні складнощі в реалізації. Наприклад, весь час збільшується сфера застосувань кліматичного нормування, починається враховування не тільки прямих викидів (Scope 1), але і вуглецевого сліду, котрий тягнеться за всіми ланцюгами вартості (Scop 1, Scope 2). Така тенденція вимушує інвесторів, фінансистів, державників ставитися з осторогою до фінансування усіх сфер діяльності, де декарбонізаційні процеси не відбуваються, включно зі стимуляцією науково - технічних розробок. Покупці проміжної і кінцевої продукції також відмовлятимуться від накопичення вуглецевого сліду.

Певна досконалість Українського законодавства, яке імплементувало Європейські правові підходи, автоматично не забеспечило необхідний рівень організайної готовності всередині країни, з точки зору, інфраструктурної розбудови, формального ставлення до створення фондів, недобудованності СТВ (системи торгівлі викидами), впевненості у відтермінуванні міжнародних зообов'язань у звязку з воєнними діями, тощо. Незавершеність такої підготовки протирічить основним умовам декарбонізаційних перетворень в Україні, а саме: необхідності залучення великих інвестицій, інтегрованості в світові кліматичні програми, долученості до вуглецевих ринків, використання передових технологій [1]. Таким чином, побудований на послідовній та поетапній логіці світових процесів декарбонізації, негативний прогноз Робочої групи по відтермінуванню СВАМ для України справдився, не дивлячись на впевненість більшості експертів у зворотньому. Це потребуватиме подальших додаткових дій в середині країни, хоча б для того, щоб прийняти і розподілити кошти, спираючись на створені та відрегульовані ринкові механізми стимуляції і адміністрування.

Зрозумілим є обмежена активність ливарників у цьому напрямку, оскільки більшість виробників ливарної продукції не звітують по парниковим викидам, маючи теплові потужності менше 5 МВт на установку, або менше 20 МВт - загальної, з невеликою генерацією CO_2, менше 500т на рік. Та позиції починають змінюватися, що можно дослідити на прикладі. Як ми і передбачали, з початку 2026 року спектр застосувань СВАМу почав розповсюджуватись на вироби з первинного алюмінію, на напівфабрикати, відливки з деяких сплавів, а це, скоріш за все, потребуватиме

перегляду окремих позицій Державної цільової програми розвитку алюмінієвої промисловості України. Те ж саме стосується і сталевого експорту.

За нашими прогнозами, з 2027 року обов'язковою стане оцінка науково - технічних розробок, з точки зору, як емісії так і можливостей зменшення викидів парникових газів. На нашу думку, найбільш органічним рухом в напрямку активізації декарбонізаційних процесів є поєднання наукового аспекту з напрацюванням проєктних рішень. Нами були опубліковані тези "Декарбонізація, як невід'ємна складова інноваційного розвитку металугійних та ливарних виробництв" (Карпенко І.І, Кліменко С.І, Верховлюк А.М. Гнілоскуренко С.В., Шалєвська І. А.) [2], в яких рекомендована методика обрахунку викидів CO_2, а також акцентована увага на необхідності широкого, 2-х рівневого залучення експертів з декорбанізаційних питань, відповідно до складної специфіки інформаційного контенту (Звіт Групи про налагодження експертної співпраці). Відзначено, що перспективним є подальший розвиток концепції малих металургійних заводів з розширеним ливарним асортиментом, працюючих на брухті та використовуючих "зелену енергію".

Ефективні напрямки зменшення емісії парникових газів в виробничих ланцюгах створення ливарної продукції грунтуються на:

- енергоефективності ливарних процесів, з точки зору як прямих викидів, так і використання енергоресурсів з вуглецевим слідом;

- ресурсозбереженні, використанні меншої кількості основних та допоміжних матеріалів, виробництво котрих супроводжувалося викидами;

- використанні вторинної сировони - брухту, за яким не обраховується вуглецевий слід, оскільки вважається, що оцінка була проведена на етапі металургійного переділу;

- збільшенні використання "зеленої енергії", особливо при виробництві високомаржинальної ливарної продукції, продукції з великою доданою вартістю, наприклад, в художньому литві, виробництві імплантів, тощо. При цьому необхідно відпрацювати системи ідентифікації такої енергії в загальному енергобалансі;

- розвитку системи обрахування сумарних парникових викидів (Scope 1, 2 ,3) в ланцюгу створення ливарних інновацій, починаючи з етапу науково- технічної розробки до промислового масштабування і утилізації інноваційного продукту. Робота в цьому напрямку розрахована на перспективу;

- цифровізація повязаних процесів з використанням технологій блокчейн, штучного інтелекту, тощо.

Прикладом застосування знань, які накопичені у сфері декарбонізації є ініціація проєкта по створенню окремого виробництва з виготовлення ливарної чушки певних марок, де в якості вихідної сировини планується використання брухту з нульовим вуглецевим слідом (ініціатор - Карпенко І.І.) [3]. В основі бізнес - моделі закладаються розрахунки багаторазового майбутнього подорожчення парникових викидів, котрі традиційно генеруються при виробництві на інтегрованих металлургійних комбінатах.

Відправною точкою став прогнозний аналіз проблем експортерів брухту з позицій промислово- кліматичних трансформацій в Європі та в Україні, котрий цілком підтвердився в кінці 2025року і на початку 2026 року. Запровадження нульових експортних квот на брухт обумовлювалось необхідністю пришвидчення кліматичних реформ в Україні в рамках Євроінтеграційних процесів, у відповідь на Європейські рішення по обмеженню викидів вуглецю.

Угода про Чисту Промисловість Європи підсилила роль брухту як критичної сировини, переводячи металлобрухт із відходів до розряду сировинного ресурсу, що передбачає водночас більш глибоку переробку перед використанням. При цьому, необхідність накопичення цього ресурсу не пов’язується напряму з балансом заготовки - витрат, роблячи його стратегічним. Використання брухту, як сировини для декарбонізації сприяє не тільки подальшому переходу до безвуглецевої металургії, але й вирішує, водночас, питання зменшення відносних витрат елекроенергії, якої Європі не вистачає. Тому діяльність брухтозаготівельної галузі України також повинна була потрапити в посилений фокус управлінсько - регуляторної уваги саме на цьому етапі. Головні чинники цього є:

- тиск СВАМу з початку 2026 року;
- участь Українських металургів а Європейських реформаційних програмах та програмах по декарбонізації;
- Українські програми та зобов’язання по Євроінтеграції;
- окремі інвестиційні програми.

Аргументи також були спрогнозовані. Це обхід Українськими експортерами таможеного мита, продаж непереробленого брухту з низькою доданою вартістю конкурентам, невідповідність балансу використання брухту реальним потребам, необхідність накопичення металургами України запасів для реформування галузі, необхідність відтерменування СВАМу з демонстрацією при цьому активної реформаторської діяльності.

Обговорення цих питань з керівниками брухтозаготівельної галузі підтвердило потенційну зацікавленість у розвитку даного проєкту, де ФТІМС НАНУ може очолити

науково - технологічний супровід, як на етапі проєктування так і при виробництві та розподілу продукції по галузі.

Окремою перспективою є участь Групи в розробці засад декарбонізації ливарної галузі з підключенням кліматичних підрозділів Інституту економіки і прогнозування НАН України за для підготовки проєктної та програмної діяльності (алюмінієва, титанова програми, тощо), а також розширеної співпраці з профільними органами Державної влади та ефективної участі у грантових програмах

Головний висновок наступний:

Будь які інтеграційні галузеві процеси, як зовнішні, у відповідності ло загальнодержавних, промислово - економічних, так і внутрішньогалузеві, які пов'язані з модернізацією та інноваційним розвитком ливарного виробництва, обов'язково включатимуть кліматичну складову. Базис декарбонізації ливарних процесів закладатиметься в науково - технічних розробках, що системно відображатиметься в планах відродження та розвитку профільних наукових закладів.

Список літератури

1. Зінченко С. Вуглецеве ціноутворення та фінансування декарбонізації в Україні та ЄС / GMK- Center. Київ. 2025.97с.

2. Карпенко І. І., Клименко С. І., Верховлюк А. М., Гнилоскуренко С. В., Шалевська І. А.. Декарбонізація – як невід'ємна складова інноваційного розвитку металургійних та ливарних виробництв. *ХХ МІЖНАРОДНА НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ «ЛИТВО. МЕТАЛУРГІЯ 2024". 2024.* С.!57-161.

3. Карпенко І. І., Клименко С. І., Верховлюк А. М. та інш. Перспективи інноваційного розвитку ливарних виробництв відповідно до концепції відродження та трансформації промислового сектора України // Метал та лиття України. 2025. №2. С.38-49.

УДК 669.295

І. І. Карпенко, С. І. Клименко, А. М. Верховлюк

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

decormetukr@gmail.com

АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТЕЙ УЧАСТІ ЛИВАРНИКІВ В ДЕРЖАВНІЙ ЦІЛЬОВІЙ ПРОГРАМІ ЕКОНОМІЧНОГО РОЗВИТКУ ТИТАНОВОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ УКРАЇНИ

Розглянута можливість участі ливарників в Державній цільовій програмі економічного розвитку титанової промисловості України, розробка якої була започаткована Указом Президента від 23.07. 2021 року № 306, котрий затвердив рішення РНБО від 16.07.2021 року «Про стимулювання пошуку, видобутку та збагачення корисних копалин, які мають стратегічні значення для сталого розвитку економіки та обороноздатності держави».

Основною метою Програми, котра почне реалізовуватися в другому (наступному) бюджетному періоді після закінченню воєнного стану, стане відновлення, модернізація та розвиток титанової галузі у напрямку створення виробництв повного циклу, залишаючи, тим самим, додану вартість всередині Країни, у відповідності до основних стратегій промислово-економічного розвитку, які передбачають відхід від сировинних моделей і створення високотехнологічної обробної промисловості.

На сьогоднішній день розроблений Проєкт Концепції Державної цільової економічної програми розвитку титанової галузі України, котрий, крім аналізу ресурсної бази, визначення пріоритетів та необхідних засобів реалізації Програми, в якості основних заходів враховує виконання ряду інвестиційних науково - виробничих проєктів.

Наукоємкий та інноваційний характер Програмних рішень підсилюється Постановою НАНУ від 04. 05. 2022 року, № 126, в якій передбачається відпрацювання постійних пропозицій про розвиток, на основі нових технологій, деяких галузей промисловості (включно з титановою), закладаючи, тим самим, принципи високого ступеню наукового супроводу розвитку титанової промисловості.

Інститутом економіки та прогнозування НАНУ була видана монографія про розвиток титанової промисловості України, котра стала базовим джерелом диференційованої аналітичної інформації [1]. Також розроблений оригінальний інноваційний проєкт зі значними інвестиціями вертикально інтегрованого виробництва

титанової продукції, який, за словами авторів, формує моделі методик науково - технічного супроводу Програми та пропонує методичні підходи до визначення майбутніх ризиків у складній ситуації відродження економіки.

Вивчивши матеріали, ми дійшли висновку (який підтвержують деякі автори публікацій [1,2], що однією із головних проблем розвитку Програми стануть сумарні невизначенності воєнного часу, складного періоду відновлення, впровадження інноваційних підходів і високих технологій до розбудови нової галузі. Все це портебуватиме застосування ітераційних підходів в управлінні та реалізації, а значить постійної додаткової науково -технічної експертної інформації.

Наше бачення структурізації деяких аспектів цього питання, котре не є альтернативним, а навпаки сприятиме саме комплексності програмних побудов та реалізацій, полягає у наступному. Програма розвитку титанового виробництва вибудовується по двум напрямкам - виробництві $Ti0_2$ та виробництві металевого титану, прокату, виробництві виробів із нього (під ВЕДом С 24 - металургійне виробництво), за відсутностю власного ВЕДу і, відповідно, за умов обмеженої кількості статистичних даних для макрооцінки та прогнозуваня. Виробництво ливарних виробів з титану вбудоване в тих же металургійних ланцюжках доданної вартості і на данному етапі майже не вирізнялось, як окремий напрямок аналізу.

Потрібно зауважити, що виробництво імплантів та більшості інших медичних виробів (це 20-30% об’єму глобального титанового виробництва, з тенденцією до випереджуючого зростання), з використанням адитивних технологій, чи без, - ливарне виробництво.

SLM друк готових виробів завдяки процесам повного лазерного переплаву створює ливарні структури. Лопатки, сопла, інші деталі двигунів та обладнання також ливарні вироби. В ціх секторах створюється найбільша питома додана вартість. В розробці та виготовлені ливарних і конструктивних сплавів використовуються ливарні методики та принципи заливки для забезпечення їх технологічності. Навіть в виливках металургійного переділу, формування ливарної структури визначає якість прокату, що повязано з особливими теплофізичними і фізико-хімічними властивостями титану.

Очевидно також що ливарне виробництво з титану є менш енерговитратним та більш екологічним, швидше розгортається та є більш прогнозованим, з точки зору ризиковості, (простіше підтверджуються результати, у порівнянні з металургією та виробництвом прокату). Крім того, деяки ливарні розробки сприятимуть переробці тих 10% відходів, котрі не приймають участі у рециклінгу, створюючи, тим самим, дійсно циклічне виробництво.

Треба також зауважити, що перші доробки із плазмово - променевого та вакуумно - дугового переплаву титану проводились в ФТІМС НАНУ (в тодішньому Інституті проблем литва). Ще залишились спеціалісти та деяке унікальне обладнання.

Все, що стосується титанових виробництв, дійсно є високотехнологічним, носить інноваційний хаоактер і потребує підвищенного ступеню науково-технологічного аналізу та інформаційного супровіду.

Для вивчення різних аспектів, повязаних з участю ливарників в процесах розвитку титанових виробництв доцільно створити робочу експертну групу, до складу якої виявили бажання увійти науковці-ливарники, матеріалознавці. Планується запросити управлінців- промисловців, підприємців, заготівельників лому.

Приблизний план роботи наступний:

- вивчення можливості використання ливарних методик і технологій в металургійних процесах, та при виготовленні виробів із титану. В економічному аспекті, відповідно до попереднього обговорення із розробниками з Інституту Економіки та Прогнозування НАНУ, доцільно розглянути використання ливарних методик в розрізі ланцюжків доданої вартості, що дозволить врахувати всі взаємозвязки між технологічними процесами і проміжними продуктами;

- вивчити використання адитивних технологій 3-d друку при виготовленні ливарних виробів з титану, у відповідності до загальної концепції впровадження 3-d технологій у ливарне виробництво. Кожен може купити матеріали та обладнання і розпочати друк медвиробів. Яким чином це буде корегувати з принципами програмного підходу та наукового супроводу? Відразу можно дослідити причини виникнення бажань медиків переважно купувати імпортні титанові вироби.

- екологізація ливарного виробництва з титану з урахуванням можливостей створюваної питомої доданої вартості, а також. меншої матеріалоємності та енергоємності, особливо, якщо використовувати титановий брухт. Можливості повної декарбонізації титанового ливарного виробництва у відповідності до загальних принципів та теорії декарбонізації ливарних процесів,,яку потрібно розробляти.

- розглянути пропозиції по включення в Програму власних напрямків:

. а) виготовлення виробів художнього литва з титану, архітектурних та декоративно прикладних композицій, в яких титанові відливки компілюватимуться з елементами, виготовленими з титанового прокату або іншими матеріалами. В цьому напрямку Україна може вільно конкурувати на будь яких світових ринках [3]

б). переробка відходів титану, котрі не використовуюся в рециклінгу, за рахунок переплаву та створення нових жаростійких сплавів, виготовлення з них ряду простих виробів [3];

- ремонт, модернізація, розробка, виготовлення наукового обладнання для приведення до сучасних дослідницьких стандартів розробки ливарних технологій титанового виробництва;

- можливість організації R&D центру (відповідно до положень "Концепції Державної цільової економічної програми розвитку титанової галузі України") для трансферу ливарних розробок з урахуванням ливарної специфіки, створення малих та середніх ливарних інноваційних підприємств з виробництва титанової продукції, а також, для участі у грантових програмах;

- тощо.

В основі організації роботи, на нашу думку, найкраще закласти проєктні підходи, оскільки питання носять междисциплінарний характер і не є суто науковими. А з іншого боку, проєктні методики у сфері наукових досліджень та взаємодій, на сьогоднішній день також стають актуальними.

Список літератури

1. Розвиток титанової та алюмінієвої промисловості України на інноваційній основі: перспективи та обмеження.- Колективна монографія. За редакцією д-ра екон.наук, ст.н.с. В. В.Венгера. – ДУ Інститут економіки та прогнозування НАН України, Київ, 2024, 286с.

2. Стратегія титанової галузі України 2030.- Український Інститут Майбутнього, Київ, 2020, 95с.

3. Карпенко І. І., Клименко С. І., Верховлюк А. М. та інш. Перспективи інноваційного розвитку ливарних виробництв відповідно до концепції відродження та трансформації промислового сектора України // Метал та лиття України, 2025. №2, С.38-49.

УДК 621.74:669.14.017

Ю. Г. Квасницька[1], С. Г. Григоренко[2], Н. В. Кир'якова[1], В. Г. Новицький[1], І. В. Олексенко[1]

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

[2]Інститут електрозварювання ім. Патона НАН України, Київ

nat.vas.kir@gmail.com

ЗНОСОСТІЙКІ ЗАЕВТЕКТОЇДНІ СТАЛІ

В даному дослідженні визначено механізми впливу легування заевтектоїдних сталей міддю на ефективність підвищення їх зносостійкості в умовах зношування внаслідок «твердого змащування» мідистою фазою, аспекти цих механізмів розглядались авторами в роботах [1-5]. Досліджено заевтектоїдні сталі з вмістом вуглецю 1,5 мас. %, леговані міддю від 1 до 28 мас. %. Зносостійкість досліджених сталей в умовах сухого тертя ковзанням визначали на машині тертя моделі М22М за швидкості ковзання 1 м/с, питомого навантаження 5 МПа і використання контртіла виготовленого зі сталі 20Х13. Результати випробувань показали, що інтенсивність зношування для досліджених сталей значно знижується зі збільшенням мідистої складової (рис. 1), причому від 1 до 10 % спостерігається різкий темп зниження, далі уповільнюється і стабілізується.

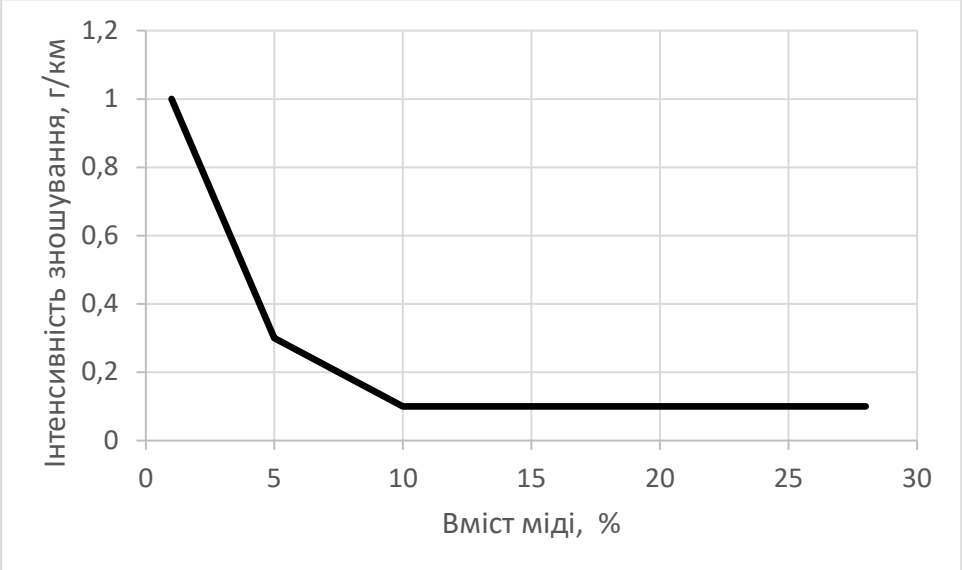
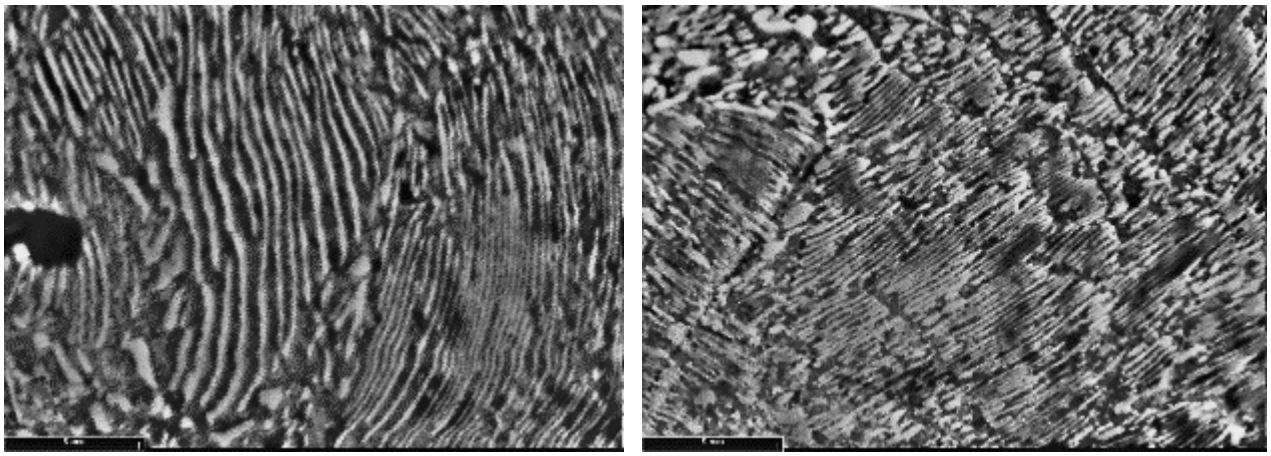


Рис.1 - Вплив легування міддю на інтенсивність зношування сталей у литому стані в умовах сухого тертя ковзанням

За вмісту міді від 10 до 28 % маємо найнижчу інтенсивність зношування на рівні 0,1 г/км, цей результат в 10 разів кращий, ніж для аналогічних сталей нелегованих міддю. Отримані результати пояснюються тим, що легування міддю збільшує присутність мідистої фази в поверхневому шарі зразків і відіграє роль твердого мастильного матеріалу, спостерігається змащувальний ефект мідистою фазою.

Поверхневий шар зразків після тертя легованих 12 мас.% міді і вихідних до тертя було досліджено на Оже-рентгеноспектральному мікроаналізаторі Jamp-9500F Jeol Field Emission Auger Microprobe, в режимі SEI у вторинних електронах після глибокого іонного травлення іонами аргону. Проведено зйомку Оже спектрів в поверхневому шарі зони тертя зразків до глибини 200 нм, які показали, 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.%. На поверхні зразка відбувається розмазування мідистої складової, формується плівка з пластичного матеріалу, утворена за рахунок різниці коефіцієнтів термічного розширення антифрикційної і твердої складових при нагріванні пари під час тертя.

Досліджено структурні особливості заевтектоїдних сталей легованих міддю на металографічному мікроскопі “Epiqvant” та растровому електронному мікроскопі GSM-840 у режимі SEI у вторинних електронах (рис.1).

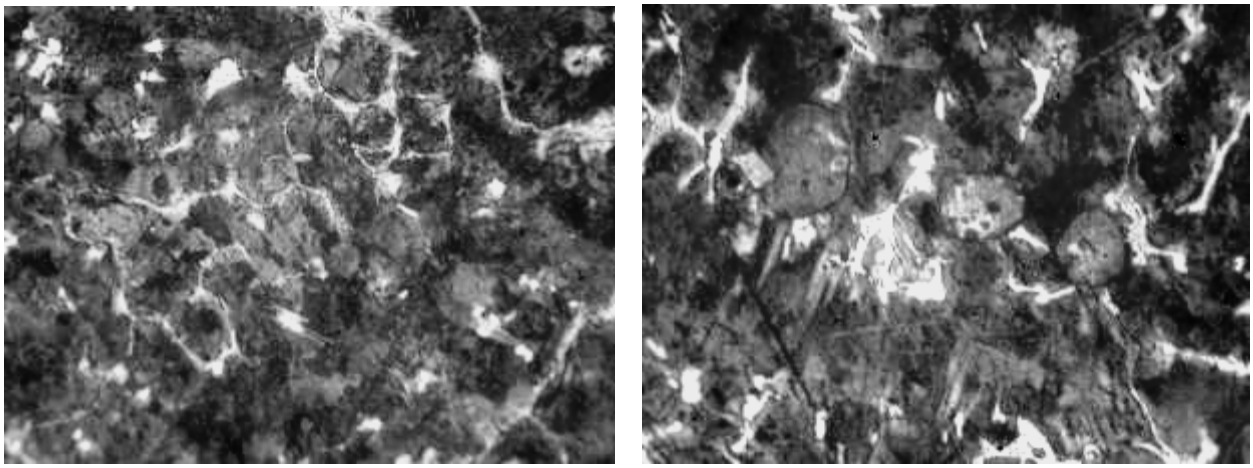


а б

Рис.2 - Вплив легування міддю на морфологічні складові заевтектоїдних сталей з вмістом вуглецю 1,5 мас. %; а – без легування міддю; б – леговано 8 мас. % міді, дослідні зразки після іонного травлення, ×5000

В досліджених зразках мікроструктура матриці складається з пластинчастого перліту, в зразках без міді з відстанню між пластинами близькою до 1 мкм, довжиною пластин перліту до 15 мкм. В зразках, легованих міддю, присутній тонкопластинчастий перліт з відстанню між пластинами значно меншою в 2-3 рази в середньому 0,1 - 0,3 мкм, довжиною пластин коротшою в 3-5 разів, протяжністю до 5 мкм (рис.2 а, б).

В структурі сталей, легованих 12 мас. % міді, спостерігаються виокремлення мідистої фази у вигляді первинних кристалів розміром до 8 мкм. При збільшенні кількості міді під час легування до 28% розміри виокремлень первинної мідистої фази збільшуються вдвічі і разом з великими присутні дрібніші. Мікроструктура сталей, легованих 12 та 28 мас. % міді, за невеликих збільшень представлена на рис. 3. За легування 12 мас. % міді структура сталей складається з тонкопластинчастого перліту та вторинної цементитної фази, розташованої по границях первинних зерен (рис. 3 а). За легування 28 мас. % міді на фоні тонкопластинчастого перліту спостерігається ледебуритна евтектика, яка має скелетний вигляд (рис. 3 б). Легування міддю сприяє подрібненню мікроструктури за рахунок диспергування перлітної складової, відбувається дисперсійне зміцнення, що покращує триботехнічні характеристики досліджених сталей



а б

Рис. 3 - Мікроструктура сталей, легованих міддю, в кількості 12 мас. % (а) та 28 мас. % (б) після хімічного травлення, ×400

В проведених експериментах дослідили структуру тонкого поверхневого шару на мікрорівні сформованого в процесі тертя ковзанням на глибину 200 нм.

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, відіграє роль твердого мастильного матеріалу і поряд з процесами диспергування перлітної складової в 10 разів зменшує інтенсивність зношування пари тертя, збільшуючи її довговічність і надійність.

Список літератури

1. Павлик Б .Б. Ошиня Л. Я., Сидоров С. Я., Бобылев Ю. А. Изменение структуры, свойств и физического состояния поверхностей трения в процессе приработки. // Автоматизация технической подготовки производства. Рига. 1983. 115–119.

2. Акімов І. В. Підвищення зносостійкості графітизованої сталі. Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університу залізничного траспорту, 2013, №6 (48).

3. Федоров В. В. Кинетика повреждаемости и разрушения материалов. Ташкент: ФАН, 1985. 175 с.

4. 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.

5. Квасницька Ю. Г., Тарасевич М. І., Григоренко С. Г. Кир’якова Н. В., Олексенко І. В. Особливості структуроутворення заевтектоїдних сталей, легованих міддю // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». 2024. №3. С. 50-60.

УДК 621.791.92:669.295-14

С. В. Кирилаха

Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ TI-6AL-4V ПРИ АДИТИВНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Сучасне виробництво деталей із титанових сплавів дедалі ширше використовує адитивні технології, зокрема селективне лазерне плавлення (SLM/LPBF), електронно-променеве плавлення (EBM) та осадження спрямованою енергією (Directed Energy Deposition, DED), що дозволяє отримувати складні геометрії з високим рівнем матеріалоефективності. Водночас швидкі термічні цикли та локальні градієнти охолодження призводять до формування нерівноважних мікроструктур, підвищеної анізотропії, залишкових напружень і дефектності, що погіршує експлуатаційні характеристики [1–4] та узгоджується із загальними положеннями щодо особливостей термічних процесів в адитивному виробництві металів [5].

Оглядові дослідження показують, що механічні властивості сплаву Ti-6Al-4V, отриманого адитивними методами, зумовлюються сукупністю параметрів процесу та постобробки, які контролюють фазове співвідношення α/β, морфологію структурних складових та дислокаційні механізми зміцнення, що визначає кінцеву механічну поведінку матеріалу [6].

У роботі [6] досліджено закономірності формування мікроструктури та механічних властивостей сплаву Ti-6Al-4V, отриманого адитивними методами, з урахуванням впливу технологічних параметрів та постобробки. Розглянуто взаємозв’язок «процес – мікроструктура – властивості» для різних пошарових технологій (SLM, EBM, DED). Встановлено, що термічна історія та фазові перетворення визначають морфологію α- та β-фаз, рівень дефектності та механічну поведінку матеріалу. Показано, що застосування гарячого ізостатичного пресування (ГІП) сприяє формуванню стабільної ламелярної α+β структури та підвищенню стабільності й відтворюваності властивостей.

Метою роботи є встановлення закономірностей формування мікроструктури та механічних властивостей сплаву Ti-6Al-4V при адитивному виробництві та визначення взаємозв’язку «процес – структура – властивості» з урахуванням різних технологічних підходів і постобробки.

Вплив адитивних технологій на структуроутворення. Мікроструктурний аналіз показує, що метод адитивного виробництва суттєво впливає на морфологію фаз та механізми структуроутворення. Для SLM і DED характерне формування дрібнодисперсної мартенситної α′-фази, обумовленої високими швидкостями охолодження. Натомість EBM сприяє формуванню більш рівноважної ламелярної α+β структури з ознаками Відманштеттенової морфології.

Після ГІП, що застосовується як постпроцесна обробка, у всіх випадках спостерігається перехід до стабільної ламелярної α+β структури з рівномірним розподілом β-фази в α-матриці, що свідчить про зниження рівня дефектності та формування рівноважного структурного стану.

Мікроструктурні особливості стану «as-built». Аналіз мікроструктури у стані «as-built» показує суттєві відмінності між технологіями. Для SLM та DED характерне формування тонколамельної α′-мартенситної структури, тоді як для EBM спостерігається більш груба ламелярна α+β структура. Встановлено, що товщина α-ламел у SLM та DED є меншою порівняно з EBM, що обумовлено більш високими швидкостями охолодження та різною тепловою історією процесу (рис. 1a–c).

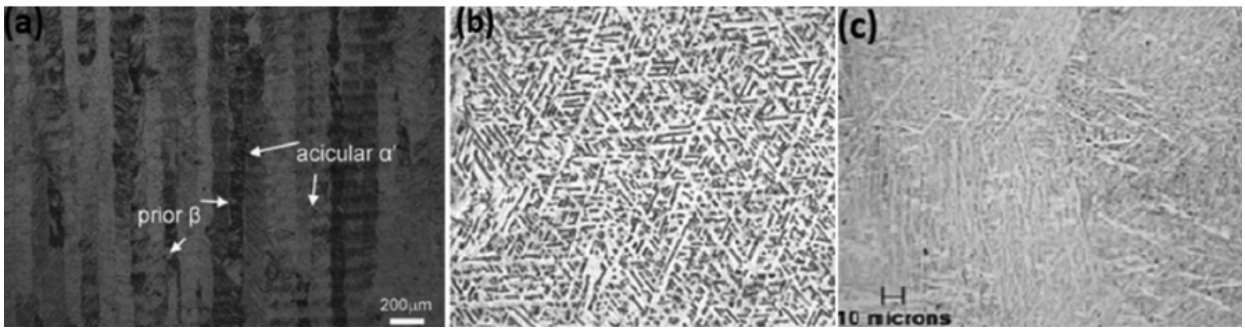


Рис. 1 – Мікроструктура зразків Ti-6Al-4V у стані «as-built» після SLM, EBM та DED [7].

Аналіз деформаційної поведінки показує, що EBM-зразки демонструють підвищену пластичність та більш рівномірний розподіл деформації порівняно зі SLM, що корелює з особливостями морфології фаз та механізмами зміцнення, зокрема взаємодією дислокацій із фазовими межами та гальмуванням їх руху зернограничними бар’єрами.

Застосування ГІП призводить до зменшення пористості, релаксації залишкових напружень та переходу до стабільної ламелярної α+β структури, що забезпечує підвищення стабільності механічних властивостей і наближення їх до рівня кованих матеріалів.

Механічна поведінка сплаву Ti-6Al-4V, оцінена за кривими зміцнення (strain hardening), свідчить про активацію багатоступеневих механізмів зміцнення, зумовлених дислокаціями, межами зерен та фазовими межами. Встановлено, що EBM-зразки характеризуються більш рівномірним накопиченням GND і вищою пластичністю порівняно зі SLM, що корелює з морфологією фаз і швидкістю охолодження. Показано, що варіативність механічних властивостей визначається технологічними параметрами процесу та післяобробки, тоді як дефекти типу пористості та lack-of-fusion суттєво знижують втомну міцність матеріалу. Отримані результати підтверджують, що комплексний контроль параметрів адитивного виробництва та ГІП дозволяє наблизити властивості AM-деталей Ti-6Al-4V до рівня традиційно кованих сплавів.

Порівняльний аналіз сучасних досліджень LPBF Ti-6Al-4V свідчить про визначальний вплив технологічних параметрів на формування мікроструктури, текстури та механічних властивостей матеріалу, що використовується для порівняння з результатами даної роботи.

Встановлено [8], що технологічні параметри процесу контролюють морфологію первинних β-зерен, забезпечуючи перехід від колоніальної до рівноосної структури. Товщина α′-мартенситних пластин є найбільш чутливою до швидкості сканування та зменшується зі збільшенням цього параметра, що безпосередньо визначає мікротвердість матеріалу. Формування текстури α-фази (0002) переважно зумовлене текстурою кристалізації β-фази, тоді як варіантний відбір α-фази лише підсилює її інтенсивність. Мікротвердість корелює з товщиною α′-пластин згідно з залежністю Холла–Петча, а залишкові напруження демонструють різну чутливість до швидкості сканування та відстані між проходами.

Отримані закономірності узгоджуються з результатами даного дослідження, де показано визначальну роль методу адитивного виробництва та постобробки у формуванні мікроструктури та механічної поведінки сплаву Ti-6Al-4V.

Висновки

1. Метод адитивного виробництва визначає мікроструктурний стан Ti-6Al-4V: SLM і DED сприяють формуванню α′-мартенситу, тоді як EBM — ламелярної α+β структури.

2. Гаряче ізостатичне пресування (ГІП) забезпечує стабілізацію мікроструктури та зниження дефектності.

3. Механічні властивості визначаються взаємодією дислокацій із фазовими межами та структурною неоднорідністю.

4. Підтверджено критичну роль взаємозв'язку «процес – структура – властивості» для оптимізації адитивно виготовлених деталей.

5. Порівняльний аналіз із сучасними дослідженнями LPBF Ti-6Al-4V підтверджує узгодженість встановлених закономірностей щодо впливу технологічних параметрів на формування мікроструктури, текстури та механічних властивостей, зокрема через контроль морфології β-зерен, товщини α'-пластин та рівня залишкових напружень.

Список літератури

1. Lütjering G., Williams J. C. Titanium. 2nd ed. Berlin ; Heidelberg : Springer, 2007.

2. Callister W. D., Rethwisch D. G. Materials science and engineering: an introduction. 10th ed. Hoboken : Wiley, 2020. 992 p.

3. Nguyen H. D., Pramanik A., Basak A. K., Dong Y., Prakash C., Debnath S., Shankar S., Jawahir I. S., Dixit S., Buddhi D. A critical review on additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy: microstructure and mechanical properties. Journal of Materials Research and Technology. 2022. Vol. 18. P. 4641–4661. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.04.055

4. DebRoy T., Wei H. L., Zuback J. S., Mukherjee T., Elmer J. W., Milewski J. O., Beese A. M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. Progress in Materials Science. 2018. Vol. 92. P. 112–224. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001

5. Gibson I., Rosen D. W., Stucker B. Additive manufacturing technologies: 3D printing, rapid prototyping, and direct digital manufacturing. 3rd ed. Springer, 2021.

6. Кирилаха С.В. Оптимізація механічних властивостей деталей Ti-6Al-4V, отриманих адитивним виробництвом. Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування*:* наук. видання / Засновник Нац. ун-т кораблебудув. ім. адмірала Макарова – Миколаїв : НУК, 2025.– № 4 (502). – С.40-52. https://doi.org/10.15589/znp2025.4(502).5

7. Hao, Y.L, Li, S-J, Yang, R. Biomedical titanium alloys and their additive manufacturing. *Rare Met*. 2016. 35. https://doi.org/10.1007/s12598-016-0793-5

8. Shuai Y., Liu J., Zhu J., Huang Z., Zha W., Yang Y., Zhang R., Zhang K. Microstructural evolution and mechanical properties of LPBF Ti-6Al-4V with different process parameters. Materials. 2026. Vol. 19(6), P. 1049. https://doi.org/10.3390/ma19061049

УДК 621.74

С. В. Кібиш, Т.В. Берлізєва, О.В. Акімов
Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Україна, м. Харків

РОЗРОБКА ГІБРИДНОЇ СИСТЕМИ ПРОГНОЗУВАННЯ ЛИВАРНИХ ДЕФЕКТІВ ІЗ ВИКОРИСТАННЯМ OPENFOAM ТА ФІЗИЧНО-ІНФОРМОВАНИХ НЕЙРОННИХ МЕРЕЖ

Ливарні процеси є складними багатофазними системами, де якість кінцевого виливка визначається нелінійною взаємодією температурних полів, швидкостей потоку розплаву та складною кінетикою фазових переходів під час затвердіння. Традиційне чисельне моделювання (CAE) забезпечує високу точність, проте кожна ітерація розрахунку вимагає значних обчислювальних ресурсів та часу, що робить практично неможливим проведення багатокритеріальної оптимізації в умовах реального виробництва. Як зазначається у фундаментальному огляді [1], сучасна металургія переживає зміну парадигми від традиційного методу «спроб і помилок» до підходів, що базуються на великих даних та машинному навчанні. Це дозволяє створювати високоефективні сурогатні моделі, які здатні апроксимувати результати чисельних симуляцій, скорочуючи час розробки нових технологічних процесів у тисячі разів. Особливої актуальності це набуває для ливарних систем, де стохастична природа виникнення дефектів вимагає аналізу величезної кількості варіантів технологічних параметрів.

Важливим аспектом при переході до інтелектуальних систем є подолання проблеми «чорної скриньки», притаманної класичним алгоритмам машинного навчання. В металургійних задачах, де кожна помилка прогнозу призводить до значних енергетичних та матеріальних втрат, чисті ML-моделі часто не можуть гарантувати фізичну адекватність результатів, особливо в зонах екстремальних температур чи швидкостей. Як доводять дослідження [2], вирішенням цієї проблеми є використання фізично-інформованих нейронних мереж (PINNs), які дозволяють інтегрувати знання про процес спрямованого затвердіння безпосередньо в математичну архітектуру моделі. Таким чином, нейромережа не просто вивчає статистичні кореляції, а «розуміє» фізичні обмеження процесу, що робить її надійним інструментом для інженерних розрахунків.

Для генерації навчальної вибірки використовується середовище OpenFOAM, розгорнуте в Docker-контейнерах для забезпечення повної відтворюваності розрахункового середовища. Оскільки ливарні процеси характеризуються великою кількістю вхідних факторів (температурні режими, швидкість заливки, теплофізика форми), виникає гостра потреба в їх ранжуванні для зменшення розмірності моделі. Згідно з методикою [3], розробленою для систем із корельованими вхідними даними, доцільно застосовувати аналіз чутливості для багатоваріантного виходу. Це дозволяє розрахувати індекси значущості кожного фактора:

$$S_i = \frac{V_i}{V(Y)} \tag{1}$$

де V_i – дисперсія, зумовлена i-м фактором; $V(Y)$ – загальна дисперсія виходу системи. Такий підхід дозволив виділити температуру заливки та швидкість впуску як домінуючі фактори впливу на формування пористості.

Для подолання проблеми «чорної скриньки» класичних нейромереж, у роботі використано архітектуру PINN, яка інтегрує фундаментальні закони фізики безпосередньо в процес навчання. Базуючись на досвіді [2] щодо моделювання спрямованого затвердіння, функція втрат (Loss-function) моделі формується як сума похибки на даних та похибки на диференціальних рівняннях (PDE):

$$L = \omega_{data} MSE_{data} + \omega_{phys} MSE_{phys} \tag{2}$$

Фізична складова MSE_{phys} базується на рівнянні теплопровідності, описаному в працях [4]:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q \tag{3}$$

де ρ – щільність; C_p – питома теплоємність; k – теплопровідність; Q – прихована теплота кристалізації. Це гарантує, що прогнози системи не порушуватимуть закон збереження енергії.

Валідація системи продемонструвала високу кореляцію результатів. Відповідно до літературних бенчмарків для аналогічних гібридних моделей, точність прогнозування температурних полів та дефектів становить понад 92%. При цьому обчислювальна ефективність зростає на кілька порядків (Таблиця 1).

Таблиця 1 – Порівняння продуктивності CAE та ML-моделі (бенчмарк)

Параметр порівняння	Чисельне моделювання (OpenFOAM)	Гібридна модель (PINN)
Час розрахунку 1 ітерації	~ 5.5 годин	< 0.2 сек
Обчислювальна платформа	HPC (CPU Clusters)	Workstation (GPU MPS)
Точність прогнозу (R^2)	1.0 (Еталон)	0.91 – 0.94

Проведене дослідження підтверджує, що поєднання контейнеризованого середовища OpenFOAM та фізично-інформованих нейромереж створює потужне наукове підґрунтя для переходу до предиктивної оптимізації ливарних процесів. Застосування методики аналізу чутливості за Wei et al. дозволяє ефективно керувати складністю моделі, відсікаючи малозначущі фактори та фокусуючи ресурси на критичних параметрах технології. Впровадження архітектури PINN, що базується на фізичних законах затвердіння сплавів, описаних у роботах Пономаренка О. І., дозволяє вирішити головну проблему інтелектуальних систем у металургії – надійність та інтерпретованість результатів.

Практичне значення отриманих результатів полягає у можливості створення інтелектуальних систем підтримки прийняття рішень, які дозволяють технологу оперативно знаходити Парето-оптимальні режими заливки. Це не лише знижує ризик виникнення браку через людський фактор, але й сприяє значному енергозбереженню за рахунок усунення зайвих циклів підготовки виробництва. Подальші кроки дослідження будуть спрямовані на розширення бази даних за рахунок врахування стохастичного впливу хімічного складу сплаву на кінетику утворення дефектів, що дозволить ще більше наблизити віртуальну модель до умов реального ливарного цеху.

Список літератури

1. Hu, M. Recent applications of machine learning in alloy design: A review / M. Hu, Q. Tan, R. Knibbe et al. // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2023. – Vol. 155. – P. 100746. – Режим доступу:

https://www.researchgate.net/publication/374025912_Recent_applications_of_machine_learning_in_alloy_design_A_review – ResearchGate.

2. Kim, S-W. Prediction of directional solidification process of nickel-based superalloys using physics-informed neural networks / S-W. Kim, J-W. Lee // Computational Materials Science. – 2024. – Vol. 235. – P. 112830. – Режим доступу: https://pubmed.ncbi.nlm.nih.gov/39260383/ – PubMed

3. Xu, L. Sensitivity analysis method for model with correlated inputs and multivariate output and its application to aircraft structure / L. Xu, Z. Lu, L. Li, Y. Shi // Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering. – 2019. – Vol. 345. – P. 514–534. – Режим доступу: https://www.researchgate.net/publication/334279914_ScienceDirect_Sensitivity_analysis_method_for_model_with_correlated_inputs_and_multivariate_output_and_its_application_to_aircraft_structure – ResearchGate.

4. Пономаренко, О. І. Моделювання ливарних процесів / О. І. Пономаренко, Т. В. Берлізєва. – Харків : НТУ «ХПІ», 2021. – 240 с.

УДК620.18:669

В.В. Коваленко, Г.А. Баглюк, А.І. Троцан, Н.А. Уськова

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

ПРО ПРИЧИНИ ПЕРЕДЧАСНОГО РУЙНУВАННЯ СТАЛІ 38ХН3МФА

Застосування складнолегованої конструкційної сталі 38ХН3МФА в Україні для роботи при підвищених температурах до 700° С з одночасними циклічними ударними навантаженнями є поширеним та виправданим лише при температурах навантаження до 400°С.

Вперше сталь 38ХН3МФА була прописана в державному стандарті СРСР ще в 1971 році, мала конкретні обмеження для хімічного складу, % (мас.): С- 0,3÷0,4; Ni - 3,00÷3,50; Cr -1,2÷1,5; Mo - 0,35 ÷0,45; Fe -залишок. За ГОСТ 4543-71 в сталі може міститься до 0,025 % (мас.) сірки та до 0,025 % (мас.) фосфору, а також до 0,3 % (мас.) міді. Нині зазначений вище стандарт змінився на ДСТУ7806:2015 [1].

Сталь 38ХН3МФА виплавляється способом індукційної плавки з додаванням розкислювачів, модифікаторів та мікролегуючих елементів. У більшості випадків

хімічний склад сталі відповідає стандарту, але деякі передчасно зруйновані вироби з неї показують значне відхиляння від стандартного хімічного складу.

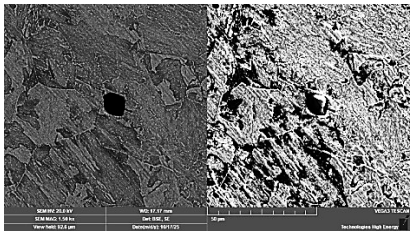
Так, наприклад, визначено, що хімічний склад сталі в передчасно зруйнованому виробі відповідав показникам в таблиці.

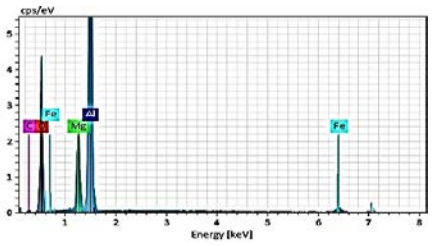
Таблиця - Хімічний склад передчасно зруйнованого виробу зі сталі 38ХН3МФА

Хім. елемент	Si	S	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Mo	C
% (мас.)	0.281± 0.008	0.015± 0.003	1.303± 0.007	0.375± 0.008	96.272± 0.018	1.376± 0.012	0.120± 0.004	0.258± 0.002	~0,38

Представлений в таблиці хімічний склад вказує на нестачу біля 1,6 % з 3 % нікелю, жаростійкого металу, який сприяє у цій економно легованій сталі підвищенню як характеристик міцності, так і пластичності. Крім того, такий елемент сприяє підвищенню міцності при температурах 650-700°С. Високі температури експлуатації у сполученні із ударними навантаженнями вимагають ретельного дослідження мікроструктурних характеристик на наявність неоднорідностей різного походження та виявлення механічних характеристик в інтервалі температур експлуатації.

Дослідження показали наявність в структурі сталі сполук алюмінію з киснем по границях зерен (рис. 1).





Element	At. No.	Netto	Mass, %	Mass Norm, %	Atom, %	Abs. error, % (1 sigma)	Rel. error, % (1 sigma)
C	6	173	6,49	5,39	8,82	2,79	42,98
O	8	11505	53,75	44,67	54,88	7,48	13,92
Mg	12	7277	9,37	7,79	6,30	0,57	6,11

Al	13	40369	48,45	40,27	29,34	2,37	4,89
Fe	26	805	2,26	1,88	0,66	0,15	6,65
		Sum	120,32	100,0	100,0		

Рис. 1 – Морфологія, розташування в структурі та хімічний склад неметалевих включень Al_2O_3 в сталі 38ХН3МФА.

Як видно з рисунку 1 розмір зерен в дослідному зразку не перевищує 50 мкм. Зерна чітко окреслені сіткою. З хімічного аналізу неметалевого включення окресленого сіткою, подібною, до розташованої по границях зерен, можна припустити, що сітка сформована з кристалів цементиту. Таким чином, структура дослідного зразка із зруйнованої конструкції представлена перлітними зернами, границі яких облямовані цементитною сіткою з вкрапленнями крупних оксидів алюмінію Al_2O_3. Така структура є небезпечною для конструкцій, які працюють при підвищених температурах в умовах циклічних ударних навантажень.

Механічні характеристики передчасно зруйнованого металу показали знижену міцність при 20°С (середню 974,5 МПа) та невелику міцність при температурі 700°С (середню 185,2 МПа). Як можна побачити міцність сталі при температурі експлуатації складає 19 % від без у підсумку заниженої міцності при 20°С, що спричиняє деформацію конструкцій та некоректну роботу механізму. Вміст основних легуючих елементів дослідної сталі не дозволяє її застосування при зазначених температурах експлуатації та додаткове зниження концентрації нікелю, який підвищує тепломіцність сприяло передчасному руйнуванню.

В якості альтернативи традиційно застосованій сталі типу .38ХН3МФА автори пропонують виготовлення конструкцій, що працюють при 700°С в режимі циклічних ударних навантажень зі сталі типу 25Х3М3НБЦА-Ш, яка виготовлена за розробленою технологією в умовах аналогічних українському підприємству [2].

На основі досліджень передчасно зруйнованої сталі 38ХН3МФА та розробок хімічного складу та технології виготовлення теплостійких сталей можна зробити наступні висновки:

- Технологія виготовлення зазначеної сталі не гарантує очищення від шкідливих домішок;

- Екзогенні та ендогенні включення значно знижують усі характеристики металу та підвищують ризик передчасного руйнування виробу в цілому, особливо небезпечно якщо вони вкраплені в цементитну сітку на межах перлітних зерен;

- Застосування сталі 38ХН3МФА в конструкціях виробів, які працюють в умовах циклічних ударних навантажень при температурі 700°С недопустимо. Це сприяє деформації металу під час експлуатаційних навантажень та робить конструкцію такою, що не виконує власні функції;

- Для забезпечення необхідних функцій конструкцій механізмів необхідно застосовувати теплостійкі сталі типу 25Х3М3НБЦА-Ш [2].

- Оптимізований хімічний склад та технологічні прийоми є запорукою безперебійної роботи теплостійких сталей. Вартість виробництва зазначених сталей перевищує вартість виробництва сталі 38ХН3МФА не більше ніж на 30 %.

Рекомендаціями щодо досягнення стабільності механічних характеристик металу сталі 38ХН3МФА при температурах експлуатації не більше 400°С є дотримання хімічного складу в рамках стандарту та виведення зі складу сталі шкідливих домішок та зайвих хімічних елементів, наприклад, сполук алюмінію.

Список літератури:

1. ДСТУ7806:2015 Прокат із легованої конструкційної сталі. Технічні умови (Уведено вперше із скасуванням в Україні ГОСТ 4543-71)

2. Коваленко В.В.. Структура, фазові переходи і ліквації при твердінні та термічній обробці теплостійких сталей з підвищенням експлуатаційних властивостей: автореф. дис. на здобуття наук. Ступ. канд. техн. наук / В.В.Коваленко. – Дніпро, 2005. – 19 с.

УДК 621.74:004.94

С. В. Конончук, О. В. Скрипник, В. В. Пукалов

Центральноукраїнський національний технічний університет, Кропивницький

УДОСКОНАЛЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ ВИЛИВКА НА ОСНОВІ КОМП'ЮТЕРНОГО АНАЛІЗУ ЙОГО НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ

Удосконалення конструкції виливків на основі комп'ютерного аналізу їхнього напружено-деформованого стану (НДС) є ключовим фактором підвищення ефективності сучасного ливарного виробництва. Перехід від емпіричних методів проектування до математичного моделювання в середовищі Solidworks Simulation дозволяє з високою точністю визначити зони концентрації напружень та потенційної деформації виробу ще до етапу виготовлення оснастки. Завдяки візуалізації розподілу навантажень у межах даного CAD-модуля стає можливим досягнення раціонального балансу між міцністю та матеріалоємністю конструкції. Це дозволяє відмовитися від надлишкових запасів міцності на користь оптимізованої геометрії, зокрема шляхом впровадження інтелектуального проектування ребер жорсткості на основі отриманих епюр і діаграм [1].

Крім того, використання інструментарію Solidworks для аналізу НДС відіграє вирішальну роль у прогнозуванні надійності та довговічності литих деталей в умовах реальної експлуатації. Виявлення критичних ділянок на стадії проектування дає змогу запобігти виникненню тріщин, короблення та інших дефектів, що спричинені термічними чи механічними навантаженнями. Впровадження віртуальних випробувань засобами комп'ютерного моделювання суттєво скорочує терміни технологічної підготовки виробництва та знижує собівартість продукції за рахунок мінімізації натурних експериментів і зменшення відсотка браку. Таким чином, комп'ютерний аналіз НДС стає фундаментом для створення конкурентоспроможних технічних систем, поєднуючи високу експлуатаційну надійність із максимальною економічною ефективністю [2].

У межах даного дослідження на основі твердотільної моделі виливка «Важіль» у середовищі Solidworks Simulation проведено розрахунки на міцність. За їх результатами сформовано рекомендації щодо локального зміцнення конструкції та зменшення металоємності в ненавантажених зонах. Інструментарій Solidworks

Simulation дозволяє візуалізувати розподіл еквівалентних напружень, деформацій, сумарних переміщень та коефіцієнта запасу міцності в усьому об’ємі деталі [3].

Для визначення найбільш напружених частин виливка було проведено дослідження на розподіл навантаження в його об’ємі (рис. 1).

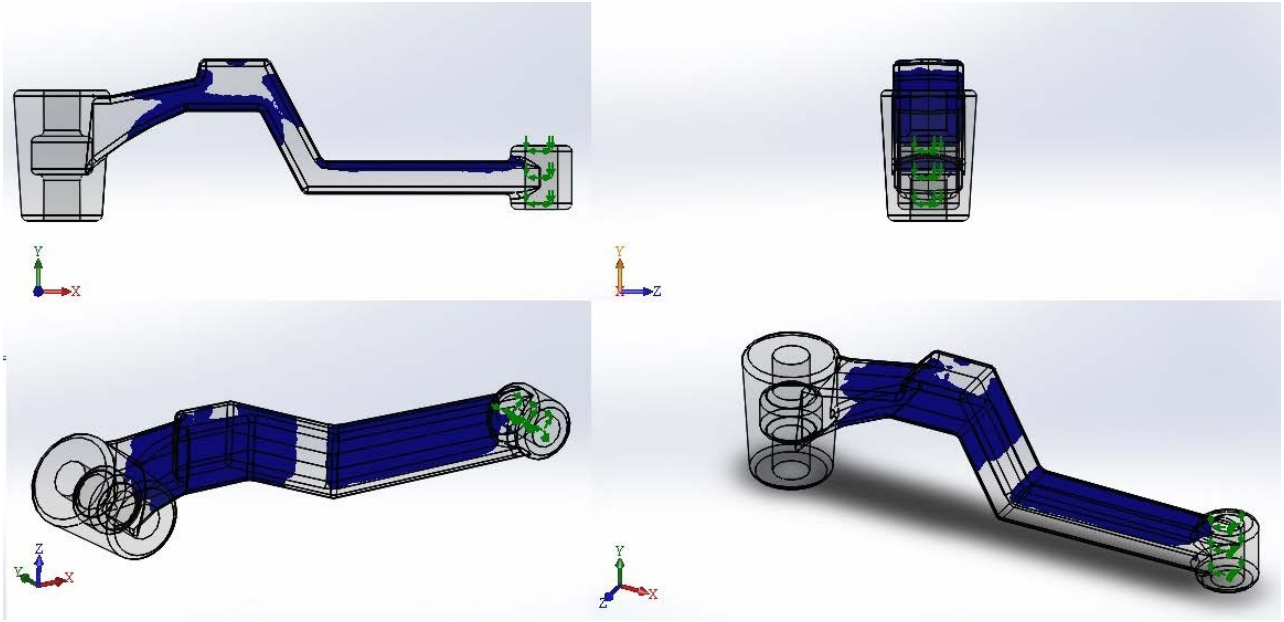


Рис.1 – Розподіл навантаження в об’ємі виливка

Аналізуючи результати можна побачити, що виливок має максимальні навантаження в центральній частині (сині області). Це означає, що саме ці області ззовні необхідно зміцнити ребрами жорсткості. Не зафарбовані області (згори перегину і знизу прямолінійної частини виливка) можна зробити тоншими, адже вони мають достатній запас міцності, і тим самим заощадити метал. Також можна зробити виборки металу з ребрами жорсткості з лівої частини виливка біля місця спряження перегину з конічною бобишкою.

Виливок нової конструкції із запропонованими вище змінами представлено на рис.2.

Після внесення змін в конструкцію виливка виконують повторне дослідження міцності і, в залежності від отриманих результатів, приймають рішення про внесення додаткових змін чи прийняття нової конструкції виливка у виробництво.

Таким чином, на базі побудованої 3D-моделі виливка «Важіль», виконано аналіз напружено-деформованого стану з використанням Solidworks Simulation. Результати аналізу дозволили розробити нову конструкцію виливка, яку вдалося зробити тоншою в найменш напружених місцях і зміцнити ребрами жорсткості в найбільш

навантажених. При цьому п’ятикратний запас міцності виливка зріс від 1,44 до 1,56, а маса зменшилась на 242 г, або 11,5 %.

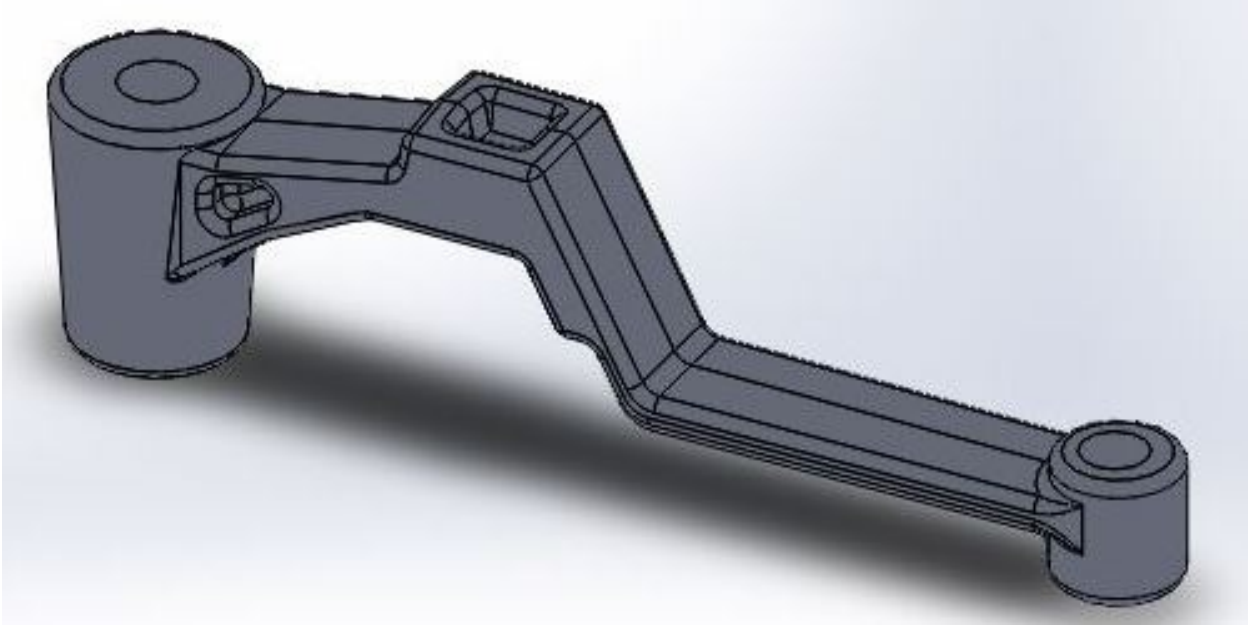


Рис. 2 – Нова конструкція виливка

Проведення досліджень на міцність у середовищі Solidworks Simulation дозволяє виявити на стадії проектування, до виготовлення виробу, недоліки в конструкції деталей, швидко й ефективно ввести зміни в конструкцію, з мінімальними витратами часу, матеріальних і енергетичних ресурсів.

Список літератури

1. Конончук С.В. Удосконалення технологічного процесу лиття в кокіль алюмінієвих сплавів / С. В. Конончук, В. В. Пукалов // Матеріали XIV Міжнародної конференції «Литво-2018». 22 – 24 травня 2018 р. – Запоріжжя. – С. 119-120.

2. Конончук, С. В. Зменшення металоємності виливка на основі дослідження 3D-моделі на міцність в середовищі SolidWorks Simulation / С. В. Конончук, В. В. Пукалов // Литво – 2019 : XV Міжнар. наук.-практ. конф. Металургія – 2019 : VIII Міжнар. наук.-практ. конф. : програма, 21-23 трав. 2019 р., м. Запоріжжя. – Запоріжжя : АА Тандем, 2019. – С. 114–116.

3. SolidWorks Simulation 2023. Training Guide. Waltham : Dassault Systèmes SolidWorks Corporation, 2023. – 750 p.

УДК 621.791

Т. Л. Кузнєцова, М. П. Бродніковський

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ
t.kuznetsova@ipms.kyiv.ua

ФІЗИКО-ХІМІЧНЕ ОБУМОВЛЕННЯ ВИБОРУ СПОСОБУ ЗВАРЮВАННЯ ЛИТИХ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Nb-Ti-Al-Cr-Mo

Володіючи комплексом унікальних фізико-механічних властивостей литі ніобієві сплави системи **Nb-Ti-Al-Cr-Mo** являються, в той же час, одними із найбільш складних у технологічному плані їх зварювання і отримання бездефектних заготовок. Викликано це особливими фізико-хімічними і теплофізичними характеристиками ніобієвих сплавів цієї системи, особливостями рафінування від домішок втілення, а також зниженими технологічними властивостями [1].

Фізико-хімічні особливості сплавів системи **Nb-Ti-Al-Cr-Mo**, (підвищений інтервал кристалізації, існування високотемпературних, високоміцних інтерметалідів та низької розчинності компонентів в ніобії) зумовлюють високу схильність їх до кристалізаційної крихкості і утворення в об’ємі злитків і виливків ливарних дефектів. Крім того, теплофізичні особливості цих сплавів – порівняно низька теплопровідність та підвищена теплоємкість – зменшують залежність кристалізації цих сплавів від умов переохолодження, яка характерна для ряду тугоплавких металів.

Ніобієві сплави, як і сплави інших тугоплавких металів в розплавленому стані, активно взаємодіють з газами і більшістю вогнетривких матеріалів. Ніобій окислюється на повітрі при температурі вище 200°С, взаємодіє з азотом при температурі вище 400°С , з воднем - при температурі вище 250°С. Межа розчинності кисню в ніобію при 1200°С дорівнює 0,52, азоту - 0,05, вуглецю - 0,014 ваг. %. Наявність в ніобії незначної кількості домішок (соті частки відсотку) кисню, азоту, водню і вуглецю призводить до утворення оксидів, нітридів, карбідів і інших складних фаз, які, виділяючись по межах і всередині зерен, різко знижують пластичність і підвищують міцність і твердість ніобію. Збільшення вмісту домішок втілення викликає також підвищення температури переходу ніобію з пластичного в крихкий стан [2].

Вищевказані особливості є основним ускладненням при зварюванні ніобієвих сплавів системи **Nb-Ti-Al-Cr-Mo**. Тому однією із головних умов отримання зварних з'єднань необхідної якості - ретельний захист від контакту із атмосферою, що містить

кисень, азот і водень, не тільки металу зварювальної ванни, але і ділянок нагрітих вище температури активного поглинання газів.

Ніобієві сплави системи **Nb-Ti-Al-Cr-Mo**, особливо найбільш жароміцні, при зварюванні схильні до міжкристалічного руйнування, тобто утворення гарячих тріщин через малу деформаційну здатність, підвищену чутливість до елементів втілення і теплофізичного впливу процесу зварювання. Найбільш ефективним методом зведення до мінімуму перерозподілу домішок є обмеження часу перебування шва і зони термічного впливу при високих температурах і зменшення розмірів зони термічного впливу, наскільки це можливо.

Виходячи із фізико-хімічних і теплофізичних особливостей даного сплаву для його зварювання найбільш прийнятні концентровані джерела енергії:

- дугове зварювання в аргоні, яке дає можливість управління формуванням структури і щільності зварного шва, що зменшує можливість утворення усадочної пористості і гарячих тріщин, проте виключає рафінування шва від домішок втілення в процесі зварювання;

- лазерне зварювання, яке відрізняється високою концентрацією енергії, великою швидкістю зварювання в порівнянні з дуговими способами, незначним тепловим впливом на біля шовну зону, проте потребує відпрацювання режимів попереднього підігріву для запобігання утворенню гарячих тріщин та оптимальних режимів термообробки для уникнення холодного розтріскування [3] ;

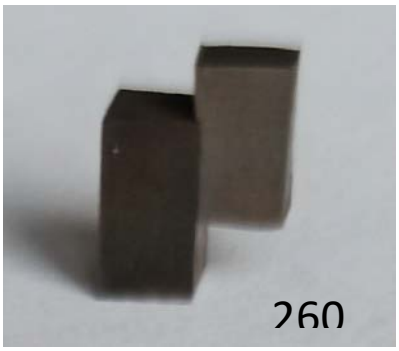
-для запобігання дефектів, що виникають при плавленні, перспективним для зварювання деталей із сплаву системи Nb-Ti-Al-Cr-Mo є дифузійне зварювання [4].

Для забезпечення оптимальних властивостей шву при дифузійному зварюванні необхідне відпрацювання параметрів режимів зварювання: температури, тиску, часу витримки при нагріванні. Ці параметри визначають протікання дифузійних процесів на контакті деталей, що зварюються. На протікання дифузійних процесів можна впливати також застосуванням тонких прокладок з металів з меншою ентропією. Дифузія має пришвидшуватись при створенні можливості підвищення ентропії, що має зменшувати оптимальний рівень основних параметрів режимів зварювання. Однак, застосування прошарків впливає на фазовий склад дифузійної зони з’єднання. Крихкість дифузійної зони зменшує міцність шву.

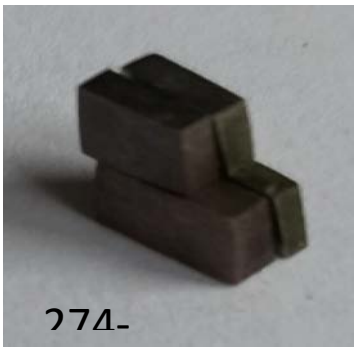
Нами показана можливість прямого дифузійного зварювання деталей із найбільш перспективного високоентропійного литого сплаву системи Nb-Ti-Al-Cr-Mo

без додаткових прошарок. Особливість процесу створення дифузійної зони в цьому випадку полягає в тому, що дифузія не активується збільшенням ентропії. Однак, виникає можливість забезпечити з'єднання без створення крихкого прошаку та мінімізувати зміну структури матеріалу в області шва.

Для проведення експериментів використовувались зразки із сплаву системи Nb-Ti-Al-Cr-Mo розміром 4х4х6 мм. Зварювання зразків проводили по стороні 4х6 мм із зсувом на 2 мм вздовж ребра 6 мм (рис. 1а). Міцність зварного шву випробували на зсув. Для дослідження мікроструктури шву зварені зразки розрізались (рис. 1б) і використовувались для відпрацювання режиму зварювання.



а

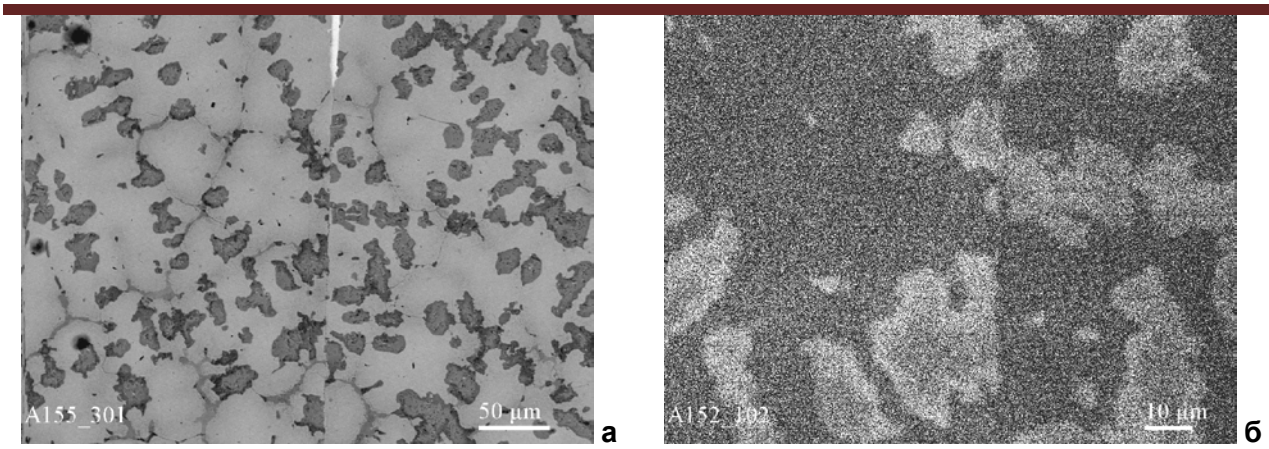


б

Рисунок 1 – Зразки для дослідження дифузійної зони і впливу її структури на міцність з'єднання: а – зразок після дифузійного зварювання; б – після розрізання на половинки

На рис. 2а представлена структура зварного шва між зразками багатокомпонентного сплаву на основі ніобію системи Nb-Cr-Ti-Al-Mo. Структура сплаву представляє собою матрицю із виділеннями фаз. Фото, зняті у характеристичних рентгенівських променях показали, що присутні дві фази: на основі хрому та титану.

Шов щільний, при травленні хімічними реактивами для виявлення структури протравлюється, як границі зерен матриці. При стиковці у шві часток інтерметалідів на основі титану шов, що створюється між ними, не протравлюється при травленні шліфа (рис. 2б). Фаза не вміщує хром, молібден і ніобій. Це інтерметаліди системи Ti-Al. На його основі твердий розчин не створюється, але частинки цього інтерметаліду зварюються краще, ніж багатокомпонентний ОЦК твердий розчин на основі ніобію, який є матрицею сплаву.



а **б**

Рис.2. Структура зразків, отриманих зварюванням кубиків багатокомпонентного сплаву системи Nb-Cr-Ti-Al-Mo ($T_{д.з.}$-1200^{0}C, $P_{дз.}$ - 125 МПа, $t_{зв.}$ - 30 хв., вакуум - 4.10^{-3} Pa): а - BEI; б - X-ray Ti-K_α

Таким чином, показана можливість отримання дифузійного зварювання високоентропійних сплавів, хоча в них дифузія не активується збільшенням ентропії в наслідок змішування в ході дифузії. Показано, що дифузійне з'єднання різних фаз в зоні контакту має свої особливості.

Список літератури

1. Бродниковский Н.П. О повышении технологичности высокоэнтропийных сплавов на основе ниобия / Н.П. Бродниковский. Т.Л. Кузнецова, Н.А Крапивка // IX Міжнародна конференція « Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства», 2016, - с. 85

2. Кузнєцова Т.Л. Особенности выплавки многокомпонентных ниобиевых сплавов системы Nb-Ti-Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si / Т.Л. Кузнєцова, Н.П. Бродніковський, Н.А. Крапівка // Процессы лиття, №6. - 2018. - С. 55-63.

3.Бродниковский Н.П Отработка методики лазерной сварки многокомпонентного сплава Nb—16Cr—16Al—16Ti—16Zr / Н.П. Бродниковский, В.Д. Шелягин, А.В. Бернадский, А.В. Сиора //Электронная микроскопия и прочность материалов, - 2017. С.13-17.

4. Піскун Н.В. Формування структури та механічних властивостей з'єднань з нтерметалідного сплаву TiAlNb при дифузійному зварюванні / Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець // АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, №2. 2020.- С. 15-23.

УДК 669.265

Т. Л. Кузнєцова, М. П. Бродніковський

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

t.kuznetsova@ipms.kyiv.ua

ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ТА ТЕПЛОФІЗИЧНІ ОСОБЛИВОСТІ РОЗРОБКИ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ХРОМОВИХ СПЛАВІВ НОВОГО ПОКОЛІННЯ ІЗ ПІДВИЩЕНОЮ ЖАРОМІЦНІСТЮ І ПЛАСТИЧНІСТЮ

`Хромові сплави з 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 викликають підвищений інтерес для створення лопаток газових турбін і ракетно-космічної техніки, а також для нового покоління ядерних реакторів. Однак, висока схильність хрому і його сплавів до переходу з пластичного в крихкий стан в результаті поглинання азоту і домішок втілення при витримці на повітрі при високій температурі обмежують його застосування. Тому, в попередніі десятиліття увага дослідників була спрямована на глибоке їх рафінування присадками високоактивних елементів. В результаті великого об’єму досліджень в ІПМ НАН України були створені наукові основи рафінуючого мікролегування хрому та його сплавів. Пластичні властивості хрому в литому, деформованому і рекристалізованому стані досягались при вмісті домішок втілення (N,O,C) ≤ 0,01%. Однак, технології для одержання даного вмісту домішок достатньо складні, високовартісні і мало керовані в промислових умовах. 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 підвищеному у хромі вмісту азоту та кисню необхідна концентрація РЗМ підвищується, що також викликає небажане окрихчення сплаву [1]. Більш того, на сьогодні не існує надійних рафінуючих переплавів для хромових сплавів, враховуючи високу пружність пару хрому при температурі плавлення (7мм рт.ст.).

Враховуючи відновлену в останні десятиліття увагу дослідників до хромових сплавів як до одних із найбільш перспективних конструкційних матеріалів, нами проводяться розробки *нових технологічних підходів до одержання низькотемпературної пластичності:*

– розробка нових технологічних процесів плавки з особливими способами формування литої структури і морфологією розподілу домішок втілення [2];

-розробка технологічних хромових сплавів, у яких вплив домішок втілення на окрихчення сплавів був би значно 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 (λ=90 Вт/м.К) та підвищену теплоємність (Ср=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 направленого окрихчення хрому по перерізу відливки.

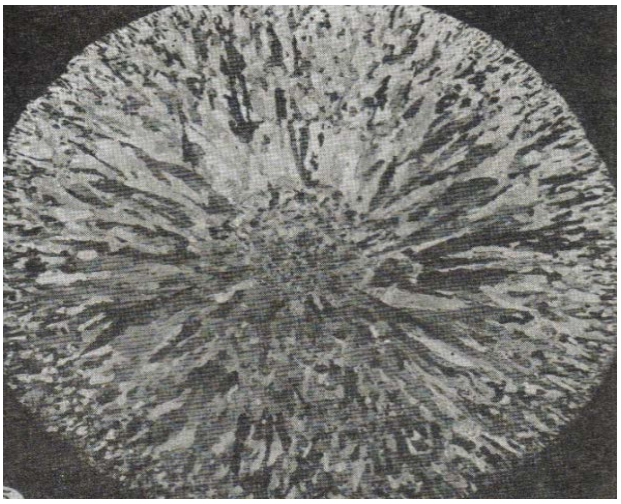


Рис.1. Макроструктура зливку хромового сплаву ВХ-2И, виплавленого в дуговій печі з витрачаємим електродом, в атмосфері аргону.

Тому, при створенні технологічних хромових сплавів з підвищеною низькотемпературною пластичністю до складу сплавів повинні входити компоненти з теплофізичними характеристики по типу титану (низькій теплопровідності - λ=24 Вт/м.К і високій теплоємності - Ср=0,51 кДж/кг.К). Такими компонентами, крім титану, можуть бути – марганець (λ=7,8 Вт/м·К, Ср=0,70 кДж/кг·К), гафній (λ=22 Вт/м·К, Ср=0,15кДж/кг·К), ванадій (λ=33 Вт/м·К, Ср=0,50 кДж/кг·К) та інші, вміст яких в сплаві обумовлюється фізико-технічними вимогами та фізико-хімічними умовами взаємодії компонентів із хромом відповідно діаграмам стану.

Підвищення жароміцності хромових сплавів і одночасного модифікування їх структури передбачається за рахунок дисперсних частинок карбідів високоактивних металів, утворених в сплаві при вводі таких високоактивних карбідоутворюючих елементів як Ті, Zr, Та. При цьому, стехіометричний вміст вуглецю і високоактивного

компоненту повинен, відповідно діаграмам стану, відповідати умовам утворення високотемпературного карбіду.

На даному етапі розробки хромових сплавів нового покоління передбачаються наступні перспективні технології:

- управління структурою хромових сплавів за рахунок оптимізації теплофізичних параметрів сплаву;
- створення технологічних хромових сплавів із підвищеною низькотемпературною пластичністю, до складу яких повинні входити компоненти з теплофізичними характеристики по типу титану (низькій теплопровідності порядку λ=2-3 Вт/м.К і високій теплоємності порядку Ср=0,5 кДж/кг.К, вміст яких обумовлюється необхідними фізико- механічними властивостями сплаву та фізико-хімічними умовами їх взаємодії з хромом відповідно діаграмам стану;
- підвищення жароміцності хромових сплавів за рахунок утворення в процесі кристалізації дисперсних частинок карбідів титану при одночасному модифікуванні їх структури і, відповідно, рівномірному розподілу домішок втілення, що сприяє підвищення пластичності. При цьому, стехіометричний вміст вуглецю і титану повинен, відповідно діаграмам стану, відповідати умовам утворення високотемпературного карбіду TiC;
- розробка процесів плавки із специфічними способами управління кристалізацією за рахунок електромагнітного перемішування розплаву в процесі кристалізації, вібрації та ультразвуку [2] з метою одержання бездефектних дрібнокристалічних литих заготовок, що безпосередньо впливає на морфологією розподілу домішок втілення;
- виготовлення хромових сплавів з використанням технології порошкової металургії, яка дозволяє підвищити однорідність сплавів з точки зору як хімічного складу, так і мікроструктури, та виготовляти високощільні заготовки. Враховуючи те, що при застосуванні методів порошкової металургії формування структури сплаву з необхідним ступенем гомогенності реалізується шляхом взаємного розчинення в процесі спікання частинок порошків компонентів сплаву за дифузійним механізмом , розподіл домішок втілення буде відбуватися не по границях зерен, а по зерну, що значно знижує крихкість сплаву. Головним при розробці технології порошкової металургії одержання хромових сплавів є необхідність використання вакууму або високочистого аргону для забезпечення мінімальне насичення сплавів домішками втілення на всіх технологічних етапах: підготовці вихідних порошків, в процесі розмелу порошків, в процесі спікання та інтенсивної пластичної деформації;

перспективною для виготовлення хромових сплавів з використанням технології порошкової металургії вбачається технологія вакуумного (10^{-3} мм рт.ст.) спікання пресованих зразків порошку хрому при температурі 1200 ^{0}C з метою одночасного зменшення C та O за рахунок видалення CO, з подальшою термопластичною обробкою зразків при температурі 1200^{0}C;

розробка високоентропійних сплавів з високим вмістом хрому, з особливими теплофізичними характеристиками – високою теплопровідністю та заниженою теплоємністю, що дає можливість зберегти високоентропійність сплавів при переході із рідкого в твердий стан та збільшити швидкість формування литої структури. Враховуючи низьку ливарну технологічність ВЕСів, що стримує їх впровадження, а також складність одночасного досягнення високої міцності та високої пластичності для вирішення даної проблеми вбачається використання нової стратегія розробки ВЕСів евтектичного стану. Мікроструктура високоентропійних сплавів з використанням концепції евтектичного сплаву, має складатися із м'яких фаз із гранецентрованими кубічними гратками (ГЦК), що чергуються із твердими фазами об'ємноцентрованих кубічних граток (ОЦК) [3].

Список літератури

1. Ракицкий А.Н., Кузнецова Т.Л. Исследование физико-химических особенностей выплавки высокочистых хромовых сплавов// Процессы лиття. - 2000. - №2. - С. 32-36

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.

3. Yiping Lu , Yong Dong, Sheng Guo, Li Jiang, Huijun Kang, Tongmin Wang A and others Promising New Class of High-Temperature Alloys: Eutectic High-Entropy Alloys // METALS AND ALLOYS. STRUCTURAL PROPERTIES. – 2014.- P.123-134

УДК 378.147:614:331.45

О. М. Левадний

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», Україна, м. Харків

ОГЛЯД МОДЕЛЕЙ МАШИННОГО НАВЧАННЯ, ПРИЗНАЧЕНИХ ДЛЯ ПРЕДИКТИВНОГО АНАЛІЗУ ДЕФЕКТІВ ВИЛИВКІВ

Сучасні ливарні підприємства, що інтегрують концепцію Smart Foundry у межах парадигми Industry 4.0, активно впроваджують технології машинного навчання. Це зумовлено можливістю автоматизації вирішення критичних технологічних завдань: від прогнозування дефектів до оптимізації хімічного складу сплавів.

Предиктивний аналіз дефектів виливок є одним з найпоширеніших галузей застосування машинного навчання. Це зумовлено поєднанням багатьох факторів, які мінімізують витрати ресурсів на виготовлення бракованих виробів. Використання машинного навчання дозволяє одночасно аналізувати багатофакторні дані (температура, вологість тощо), що надходять від IoT-датчиків. А це створює умови для формування прецизійних моделей прогнозування якості плавок. Така інтеграція забезпечує оперативне керування виробництвом та ліквідацію дефектів.

Розглянемо ансамблеві методи машинного навчання, що використовують декілька навчених алгоритмів з метою отримати більш достовірні результати. До них належать: Random Forest, XGBoost (Extreme Gradient Boosting) та LightGBM (Light Gradient Boosting Machine).

Ключова відмінність між розглянутими методами полягає у підході до навчання: Random Forest використовує паралельний беггінг, а XGBoost та LightGBM — ітеративний бустинг. Попри природну стійкість Random Forest до перенавчання, бустингові алгоритми досягають вищої точності на складних табличних даних. Найвищу обчислювальну ефективність демонструє LightGBM завдяки механізму leaf-wise growth, що критично для великих даних. XGBoost пропонує збалансоване поєднання точності та регуляризації [1].

Розглянемо згорткові нейронні мережі (CNN), що застосовуються для автоматизованого візуального контролю над виливками. Вони здатні самостійно ідентифікувати складні патерни дефектів, таких як мікротріщини, раковини або шлакові включення, аналізуючи X-ray знімки та фотографії поверхонь. Висока швидкість обробки візуальних даних (у мілісекундному діапазоні) дозволяє

здійснювати моніторинг безпосередньо на конвеєрних лініях у режимі реального часу. Водночас автоматизація гарантує об’єктивність оцінювання, мінімізуючи вплив «людського фактору» та втомлюваності персоналу, що є критично важливим для підтримання стабільної якості за умов масового виробництва. Крім того, здатність архітектури CNN до глибинного аналізу дозволяє класифікувати дефекти за морфологічними типами, надаючи технологам необхідну базу для предиктивного коригування параметрів плавки та оптимізації технологічного циклу [2].

Отже, еволюція від традиційних ансамблевих методів до сучасних градієнтних архітектур дозволяє адаптувати модель під конкретні завдання ливарного виробництва — від малих експериментальних вибірок до потокового аналізу даних. А перехід до інтелектуального моніторингу на основі CNN забезпечує стабільність якості продукції та суттєве зниження витрат на виправлення браку.

Список літератури

1. Machine learning in casting defect diagnosis: A review / C. Deng, R. Liu, S. Huang, J. Zhang. Journal of Intelligent Manufacturing. 2021. Vol. 32, Iss. 6. P. 1479–1505. DOI: 10.1007/s10845-020-01648-2.

2. Detection and segmentation of manufacturing defects with convolutional neural networks and transfer learning / M. K. Ferguson et al. Smart and Sustainable Manufacturing Systems. 2018. Vol. 2, no. 1. P. 137–164. DOI: 10.1520/SSMS20180033.

УДК 669.187.56.002.2

Ф. Л. Леоха, В. Є. Хричіков

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ТЕХНОЛОГІЯ КЕРОВАНОГО ВВЕДЕННЯ КИСНЮ В ТИТАН ПІД ЧАС КАМЕРНОГО ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

Сучасна медична імплантологія розглядає технічно чистий титан як один із базових матеріалів завдяки його винятковій корозійній стійкості та біосумісності [1, 2]. Титан є відносно поганим провідником електроенергії порівняно з такими матеріалами, як мідь або алюміній, що робить його корисним для застосувань, де потрібна електрична ізоляція. У певних медичних цілях, таких як імплантовані медичні пристрої,

низька електропровідність титану може бути корисною для запобігання небажаній електричній взаємодії з тканинами організму. Завдяки своїй спорідненості з киснем, під впливом окисного середовища титан спонтанно утворює поверхневий шар захисного оксиду. У біомедичних застосуваннях наявність шару природного оксиду відіграє вирішальну роль у біосумісності, оскільки він утворює бар'єр між біологічним середовищем і «реактивним» металом під ним [2].

У даній роботі особлива увага приділяється кисню, який, на відміну від водню чи азоту, може виступати не просто як шкідлива домішка, а як перспективний легуючий елемент для зміцнення металу при збереженні його біоінертності [3, 4]. Метою проведеного дослідження стала розробка та практична апробація технології керованого введення кисню в титан під час процесу камерного електрошлакового переплаву (КЕШП). Для реалізації цього завдання було використано спеціалізовану установку А–550, обладнану герметичною камерою, системою дозування газових сумішей та обладнанням для регулювання витрати потоків. Експерименти проводили з використанням витратних електродів, виготовлених шляхом пресування титанової губки марки ТГ–100 з вихідним вмістом кисню 0,035%, а також попередньо легованої сировини з концентрацією 0,11%.

Процес переплаву здійснювали під захисними флюсами на основі чистого CaF_2 та композиції CaF_2 з додаванням 2,5% кальцію для вивчення ефектів рафінування. У ході роботи варіювалися умови газового середовища: від «застійної» та «проточної» атмосфери технічного аргону до використання спеціальних сумішей аргону з вмістом 30% кисню. Технологічний режим підтримували при напрузі 40 В та силі струму 2,0–2,2 кА, що забезпечувало якісне формування поверхні злитків (рис. 2). Контроль якості отриманого металу включав вимірювання твердості за Роквеллом, аналіз мікроструктури при збільшеннях до 500 разів, а також точне визначення концентрації газів за допомогою аналізатора LECO.

Результати досліджень підтвердили, що метод КЕШП дозволяє ефективно регулювати концентрацію кисню в титані в широкому діапазоні від 0,053% до 0,4% за масою. Було доведено, що навіть за умов використання технічного аргону вміст кисню в металі зростає, що зумовлено високою питомою поверхнею титанової губки та її здатністю адсорбувати вологу і атмосферні гази ще до початку плавлення. При цьому «проточна» атмосфера аргону збільшує вміст кисню в 1,5 рази порівняно із «застійною», а введення аргоно–кисневих сумішей дозволяє підвищити його концентрацію у 2–7 разів залежно від режиму витрати газу. Важливо зазначити, що

єдиним варіантом, який забезпечив зниження вмісту кисню порівняно з вихідною сировиною, стала плавка під флюсом із вмістом кальцію.

Аналіз механічних властивостей виявив чітку кореляцію між насиченням металу киснем та його твердістю: найвищі показники зафіксовано у зразках із вмістом кисню 0,27% мас., а найнижчі – при 0,053% мас. Дослідження розподілу твердості за горизонтальним перерізом злитків показало стабільність показників у радіальному напрямку, що підтверджує високу хімічну та структурну гомогенність металу. Таким чином, розроблена методика порційної кристалізації в контрольованому середовищі забезпечує отримання злитків із рівномірним розподілом легуючого елемента, що є критично важливим для надійності медичних імплантатів. Отримані результати підтверджують технологічну ефективність камерного електрошлакового переплаву як інструменту для створення біомедичних титанових сплавів із точно регульованим рівнем міцності та заданими експлуатаційними характеристиками.

Список літератури

1. Металургія титану / В. В. Сєргеєв [та ін.] – Москва: Металургія, 1971. – 320 с.

2. Kornilov I. I. Titanium. Sources, compositions, properties, metal chemistry and application / I. I. Kornilov. Moskow : Science, 1975. – 310 c.

3. Ogawa M. Research and development of low cost titanium alloys [Electronic resource] / M. Ogawa // J. Jpn. Inst. Light Met. – 2005. – Vol. 55. P. 549–552. Mode of access: https://dx.doi.org/10.2464/jilm.55.549 (date of access: 06.04.2026). – Title from screen.

4. Zhou M. Effect of oxygen concentration and distribution on holes transfer and photoelectrocatalytic properties in hematite [Electronic resource] / M. Zhou, S. Chen, J. Bai // International Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Vol. 46, № 10. P. 7309–7319. https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.11.245 (date of access: 06.04.2026). – Title from screen.

УДК 621.74:669.13

Т. В. Лисенко, **О. С. Рудий, А. І. Прокоф`єва**

Національний університет «Одеська політехніка», Одеса

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ТРУБОПРОВІДНОЇ АРМАТУРИ

До литих деталей трубопровідної арматури (засувки, клапани, затвори) висуваються жорсткі вимоги щодо міцності та герметичності. Матеріал виливків повинен мати достатньо високу міцність у поєднанні з відсутністю усадочної пористості. Надзвичайно жорсткі вимоги висуваються до якості виливок з точки зору відсутності ливарних дефектів, особливо раковин і пористості усадочного походження, що сприяють порушенню герметичності деталі. Виливки із СЧ250, що використовуються для виробництва трубопровідної арматури, повинні відповідати суворим технічним стандартам по хімічному складу, механічним властивостям. [1,2]. Виливки із СЧ250 потребують удосконалення технології для підвищення експлуатаційних властивостей.

Було проведено роботу, присвячену вирішенню актуального завдання - підвищенню якості литих деталей трубопровідної арматури з сірого чавуну СЧ250. Експериментальні дослідження проводили в умовах БМЗ «Прогрес».

Мета роботи – визначення раціональних параметрів технології модифікування та мікролегування, що забезпечують підвищення міцності та герметичності виливків трубопровідної арматури із сірого чавуну СЧ250.

Проведено багатофакторний експеримент з вивчення впливу кількості мідно-фосфористого сплаву МФ9 (X_1) та модифікатора FeSiMg (X_2) на механічні властивості та герметичність виливків. Отримано регресійні моделі, що адекватно описують залежність міцності (Y_1) та кількості браку за герметичністю (Y_2) від досліджуваних факторів..

Методика дослідження. Плавку чавуну здійснювали в індукційній печі ємністю 1 т. На дно ковша перед випуском вводили мідно-фосфористий сплав МФ9 та модифікатор FeSiMg (6% Mg) фракцією 1-5 мм. В якості вхідних факторів обрано: X_1 – кількість МФ9 (0…0,25 кг/т); X_2 – кількість FeSiMg (0…2 кг/т). Функції відгуку: Y_1 – міцність (МПа); Y_2 – герметичність (кількість бракованих виливків з 20 при тиску 1,25 МПа). Проведено 13 серій дослідів. Отримано регресійні рівняння:

Для міцності (Y_1):

$Y_1 = 252{,}8 - 3{,}41X_1 + 32{,}24X_2 + 176{,}14X_1^2 + 9{,}37X_2^2 + 137{,}57X_1 \cdot X_2$ ($R^2 = 0{,}964$)

Для герметичності (Y_2):

$Y_2 = 1{,}91 + 0{,}41X_1 - 0{,}56X_2 - 2{,}54X_1^2 + 0{,}03X_2^2 - 5{,}10X_1 \cdot X_2$ ($R^2 = 0{,}932$)

Аналіз показав, що FeSiMg визначає форму графіту (перехід від пластинчастої до вермикулярної та кулястої), а мідь впливає на структуру матриці, підвищуючи частку перліту. Найкращі показники герметичності (0 бракованих виливків) досягаються при одночасному введенні обох компонентів (синергічний ефект).

Методом багатокритеріальної оптимізації (вагові коефіцієнти: 0,6 для міцності, 0,4 для герметичності) визначено раціональний діапазон:

$X_1 = 0{,}20 – 0{,}22$ кг/т; $X_2 = 1{,}5 – 1{,}7$ кг/т.

Прогнозовані властивості: міцність 310-330 МПа, брак за герметичністю 0-1 шт. з 20.

Встановлено, що ефективним є комбіноване модифікування магнієм та міддю чавуну СЧ250. Оптимальне поєднання властивостей досягається при введенні 0,20-0,22 кг/т сплаву МФ9 та 1,5-1,7 кг/т модифікатора FeSiMg, що забезпечує формування вермикулярної форми графіту в перлітній матриці. Очікуваний рівень міцності становить 310-330 МПа при мінімальній кількості браку за герметичністю. Впровадження запропонованих режимів дозволить зменшити брак за герметичністю.

Список літератури

1. ДСТУ 8833:2019. Виливки із сірого чавуну з пластинчастим графітом. Загальні технічні умови. – Київ : ДП «УкрНДНЦ», 2019. – 11 с.

2. Бубликов В., Бачинський Ю., Нестерук О. Одержання високоміцних чавунів перлітного класу з підвищеними технологічними і механічними властивостями / В. Бубликов, Ю. Бачинський, О. Нестерук // Процеси лиття. – 2024. – № 1 (155). – С. 3–13. – https://doi.org/10.15407/plit2024.01.003

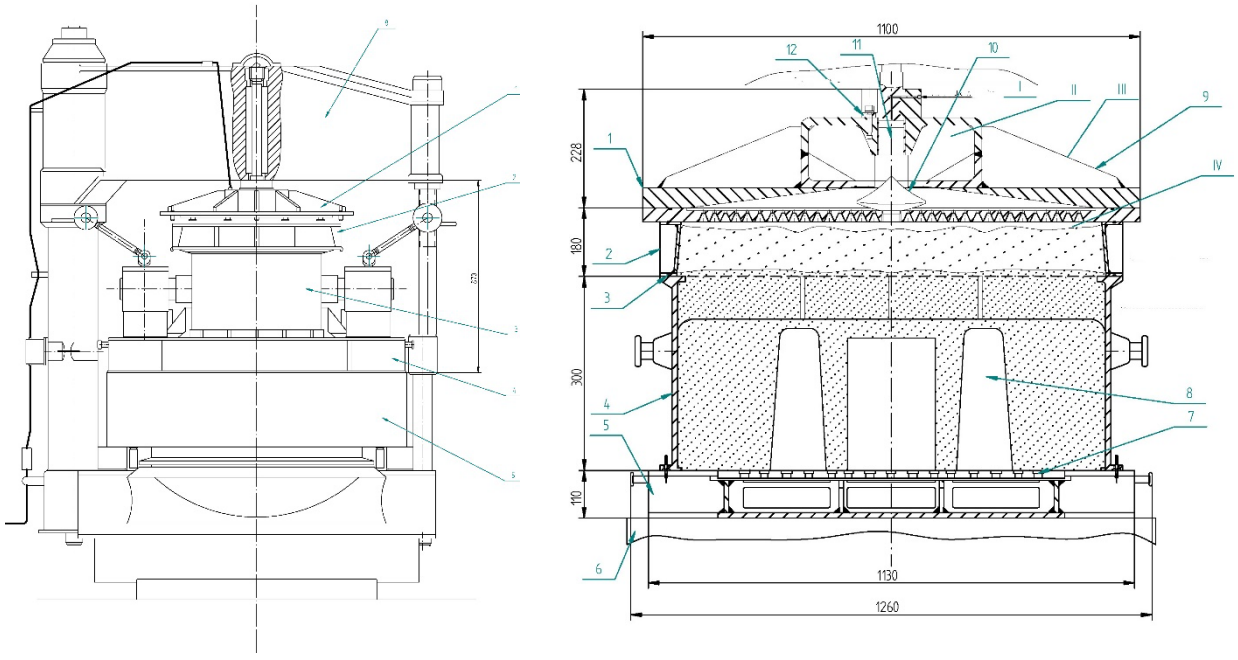
УДК 621.74

В. Ю. Лисенков, Є. Є. Лаврик

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

КОНЦЕПТУАЛЬНІ РІШЕННЯ ЩОДО МОДЕРНІЗАЦІЇ ФОРМУВАЛЬНИХ МАШИН НА ОСНОВІ ВИКОРИСТАННЯ БЛОКУ ІМПУЛЬСНОЇ ФОРМОВКИ

Метод пресування при виготовленні разових піщаних форм є більш доцільним в порівнянні з ущільненням струшуванням, бо дозволяє підвищити якість форм. Але виготовлення форм на пресових машинах має обмеження, що пов'язано з неможливістю застосування високих опок. Тому процес придатний в тому разі, якщо висота опоки не перевищує 200 мм. Натомість широка номенклатура виливків вимагає використання опок більших за цю висоту. Тому доцільним є суміщення даного процесу з іншим перспективним процесом ущільнення суміші – імпульсним. На рис. 1 представлено конструкційні рішення імпульсної машини, відомі з ретроспективних даних [1].



а б

Рис. 1 – Конструкційні рішення по імпульсній машині: а – конструкція машини: 1 – імпульсна камера, 2 – рамка наповнювальна, 3 – опока, 4 – плита підмодельна, 5 – стіл, 6 – затискувач ексцентриковий, 7 – затискувач рамки наповнювальної, 8 – траверса; б – імпульсна камера: 1 – головка пневматична, 2 – рамка наповнювальна,

3 – ущільнення, 4 – опока, 5 – плита підмодельна, 6 – стіл, 7 – вента, 8 – модель, 9 – розсікач, 10 – конус розсікача, 11 – вузол клапана, 12 – гніздо клапана.

Наразі існують можливості щодо застосування такого процесу, але для цього має бути проведена модернізація струшуючих чи струшуючо-пресових машин. Особливо це є зручним в разі використання струшуючо-пресових машин, в яких можлива заміна струшуючого механізму імпульсною камерою та залишення пресового механізму. Однак регулювання процесу виготовлення форм суміщенням імпульсного та пресового методів та, загалом, керування цим процесом, вимагає знання закономірностей впливу технологічних режимів на якість форм. Інформація щодо вхідних даних для подальшої побудови таких закономірностей для імпульсної складової ущільнена, представлена в роботі [2]. Для визначення закономірностей для пресової складової ущільнення, можуть бути використані ретроспективні дані, що представляють значення коефіцієнта нерівномірності ущільнення форми в залежності від плинності суміші та діапазонів перепаду щільності, наведені в табл. 1 [3].

Таблиця 1 – Вхідні дані для моделювання якості ущільнення

δ_0 / δmax	Коефіцієнт нерівномірності ущільнення за значень плинності				
	0	0.1	0.2	0.3	0.4
0.4	0.56	0.64	0.70	0.78	0.90
0.5	0.66	0.71	0.77	0.86	0.97
0.6	0.72	0.76	0.84	0.93	–
0.7	0.79	0.85	0.91	–	–
0.8	0.86	0.92	0.93	–	–

Результати в табл. 1 формують виборку вхідних даних для моделювання процесу ущільнення суміші на етапі пресування після імпульсного процесу.

Список літератури

1. 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. – 70 с.

2. Лисенков В. Ю. Систематизація репрезентативних експериментальних даних для моделювання імпульсного ущільнення в рамках модернізації формувального обладнання // XVII Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і

технології в машинобудуванні-2025»: 25-26 вересня 2025 р. – Київ: КПІ. – с. 359–368.

3. Kiyan. E. F. Voprosy uplotneniya liteynykh form pressovaniyem / E. F. Kiyan // Liteynoye proizvodstvo. – 1966. – №2. – s. 27-31.

УДК 621.74.046:620.178

В.М. Ломакін

Центральноукраїнський національний технічний університет, м. Кропивницький

e-mail: vik284333@gmail.com

МЕТОДОЛОГІЯ МОДЕЛЮВАННЯ ТА РОЗРАХУНКУ ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ У БАГАТОМІСНИХ КОКІЛЯХ

Процеси лиття чавунних виробів у багатомісних кокілях набули значного розвитку та широкого поширення. Переважно це виробництво однотипних виливків, як-от чавунних мелючих куль і цильпебсів, що використовуються у великих кількостях у млинах для подрібнення і розмелювання гірських порід [1, 2, 3].

Експлуатаційні характеристики мелючих куль значною мірою залежать від хімічного складу чавуну, проте важливу роль відіграє також кінетика затвердіння, яка визначає формування внутрішньої мікроструктури литих виробів. Саме це зумовлює науковий інтерес до розробки інструментарію для дослідження термічного стану та кінетики затвердіння кульових виливків у багатомісних ливарних формах. Водночас типовий інструментарій (SolidWorks+LVMFlow) не завжди дозволяє врахувати особливості реальних процесів у багатомісному кокілі.

Метою дослідження є визначення взаємозв’язку ключових факторів теплового процесу, що впливають на формування структури виливків чавунних куль Ø40 мм у багатомісному кокілі.

Після заливки розплаву у багатомісний кокіль відбувається складний тепловий процес. Для аналізу термічного стану багатомісного кокіля у формі паралелепіпеда з симетрично розташованими виливками ливарну форму можна умовно поділити на окремі сегменти за допомогою вертикальних площин (серединних), які проходять посередині між сусідніми виливками. Такий підхід дозволяє при моделюванні теплообміну зменшити обчислювальну складність і розглядати кожну секцію форми, що містить один виливок, як самостійну частину.

У зв’язку із симетричним розташуванням виливків у багатомісному кокілі на умовних граничних площинах виділених сегментів визначено граничні умови симетрії ($\frac{\partial T}{\partial n} = 0$), що відповідають нульовому тепловому потоку (n – нормаль до граничної поверхні сегмента).

Для випадку лиття виливків куль при моделюванні можна перейти до сферичної теплової моделі кокіля з одним виливком в центрі, для якої буде справедливою одновимірна система координат, що характеризується радіус-вектором з єдиного центра. Для коректності такого переходу необхідне виконання двох умов: 1) однакова теплоакумулююча здатність сегмента форми і сферичної моделі; 2) однакова швидкість тепловіддачі з граничних зовнішніх поверхонь таких тіл. Для виконання першої умови достатньо прирівняти об'єм сферичної моделі кокіля до об'єму виокремленої частини ливарної форми. Виконати другу умову складніше. При рівності об'ємів величина зовнішньої поверхні сферичної моделі неминуче відрізняється від сукупної граничної поверхні виокремленої частини кокіля, що контактує з навколишнім повітрям, і теплові потоки з граничних поверхонь будуть відмінними.

Можна підібрати умови за яких така нерівність перетвориться в рівність. Очевидно, з кожної одиничної зовнішньої поверхні сферичного кокіля має віддаватися кількість теплоти, що пропорційна відношенню величин поверхонь порівнюваних тіл. Це враховано в ефективному коефіцієнті конвективної тепловіддачі для сферичного кокіля, що забезпечує однакові умови теплообміну.

Важливим фізичним аспектом розрахунку процесів затвердіння і охолодження виливків у кокілях є гальмування теплопередачі тонким газовим прошарком у зазорі між виливком і стінкою ливарної форми.

Зазор утворюється внаслідок термічного розширення стінки, після заливки розплаву, так і в результаті усадки виливка при охолодженні у формі. Динаміка утворення зазору досить складна і залежить від багатьох факторів, а врахування цих факторів робить розв'язання задачі надзвичайно громіздким.

Незважаючи на малі розміри зазору, його вплив може бути значущим для структуроутворення у виливку. При цьому застосування чисельної методики скінченних різниць істотно ускладнюється, оскільки зазор руйнує класичну різницеву схему і призводить до необхідності адаптації розрахункової сітки.

Для подолання таких труднощів запропоновано застосувати на границі між виливком і стінкою кокіля фіктивний контрольний об’єм як модель ідеалізованого

середовища для акумуляції теплоти, в якому враховується газовий зазор з його теплофізичними властивостями.

Фіктивний контрольний об’єм вводиться як результат редукції області зазору. Після вилучення з сіткового розбиття вплив зазору реалізується у вигляді еквівалентного об’єму, віднесеного до граничного вузла і не представленого як елемент розрахункової сітки. Ширина фіктивного об’єму (зазору) не є довільним параметром, а визначається сукупним впливом усадки виливка і розширення стінки кокіля, які обумовлені зміною температурного поля обох тіл.

Типові формули коефіцієнтів прогонки скінченно-різницевої методики, що застосовуються для всіх вузлів розрахункової області, модифікуються для граничного контрольного об’єму.

Таким чином, запропонована локальна адаптація дає змогу врахувати термічний опір зазору та водночас зберігає незмінність схеми дискретизації розрахункової області, що є критично важливим для коректного розрахунку температурного поля тіл. У робочій розрахунковій сітці не відображаються усадка виливка та розширення стінки кокіля як геометричні елементи.

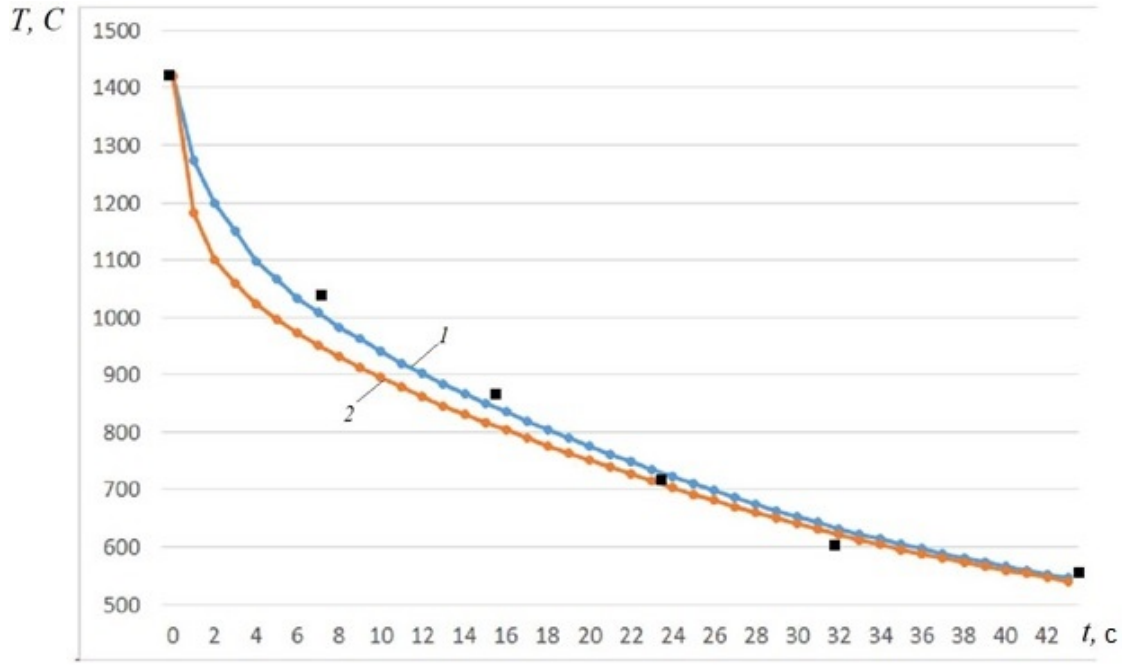


Рис. 1 – Розрахункова зміна температури поверхневого шару виливка кулі Ø40 мм та зазору з газом і кокільною фарбою
(чавун виробу: 2,5 % C, 1 % Si; товщина стінки сферичної моделі чавунного кокіля – 40 мм)

1 – поверхневий шар виливка (базовий варіант моделювання - шар фарби 0,5 мм);
2 – зазор;

■ – показання платинової термопари типу R у поверхневому шарі виливка (отримані на промисловому зразку чотиримісного кокіля з порожнина-ми Ø40 мм та товщиною стінки 40 мм).

Усі розглянуті прийоми застосували при моделюванні процесу затвердіння виливка чавунної кулі Ø40 мм у сферичній тепловій моделі кокіля з товщиною стінки 40 мм.

Задачу теплопровідності розв'язано на ЕОМ із використанням попередньо розробленої програми (неявна різницева схема).

На рис. 1 показано розрахункову зміну температури поверхневого шару виливка кулі та газового зазору (вуглекислий газ і повітря) з шаром вогнетривкої кокільної фарби на основі графіту. Розрахунок проведено від початку теплового процесу до моменту видалення виливка з кокіля (температура на поверхні кулі – 550 °С).

Як видно, швидкість охолодження поверхневого шару виливка зменшується з часом, що є наслідком нагрівання кокіля і зниження градієнта температури по перерізу його стінки.

Досить цікавим виявилося питання ступеня гальмування теплопередачі через зазор. На рис. 2 показано розрахункову зміну температури поверхневого шару виливка до повного затвердіння для різних варіантів лиття.

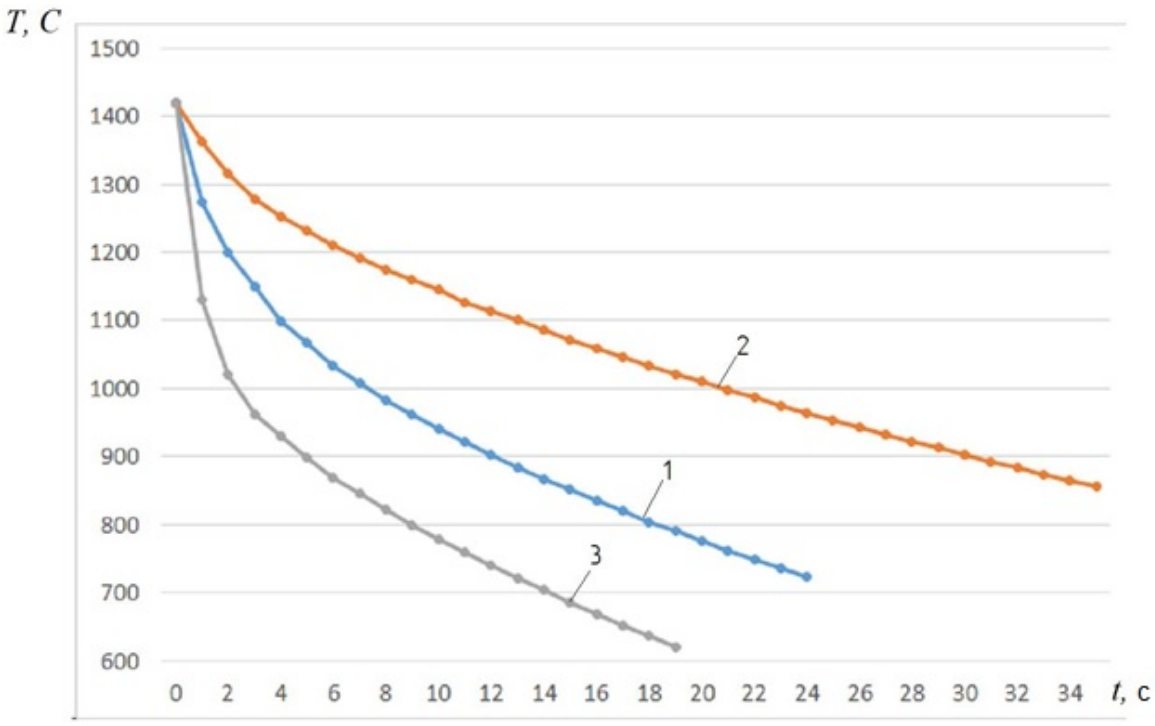


Рис. 2 – Розрахункова зміна температури поверхневого шару виливка кулі Ø40 мм до повного затвердіння

(чавун виробу: 2,5 % С, 1 % Si; товщина стінки сферичної моделі чавунного кокіля – 40 мм)

1 – базовий варіант моделювання (шар фарби 0,5 мм з розрахунком газового зазору);
2 – варіант порівняння (товщина облицювання 1 мм з розрахунком газового зазору);
3 – нефарбований кокіль (без розрахунку газового зазору).

Результати розрахунків на ЕОМ свідчать про адекватність та широку функціональність розробленої програми.

Введення фіктивного контрольного об'єму на границі між виливком і стінкою металевої форми дозволило отримати універсальну схему розрахунку, врахувати фізичний ефект проміжного шару (гальмування теплопередачі) та уникнути ускладнень, пов'язаних з рухомими границями й адаптивними сітками.

Основними результатами виконаної роботи є:

1) швидкість затвердіння по перерізу виливка кулі Ø40 мм знаходиться в межах 0,5–0,8 мм/с, що при вуглецевому еквіваленті сплаву ∑(C + Si) = 3,5 % забезпечує формування структури білого чавуну;

2) у центральній частині сферичного виливка швидкість затвердіння підвищується до рівня ≈3,5 мм/с внаслідок симетрії тіла;

3) при збільшенні товщини стінки кокіля з 40 до 70 мм кінетика затвердіння, через невеликі розміри виливка та швидке охолодження, не змінилася ні якісно, ні кількісно. Тривалість охолодження затверділого виливка в кокілі до температури вибивки зменшилась на ≈14 %, що пояснюється більшою акумуляцією теплоти більш масивної ливарної форми.

Розроблена програма може бути ефективно використана у наукових дослідженнях, а також у навчальному процесі підготовки студентів-ливарників.

Список літератури

1. Campbell J. Castings. 2nd ed. Butterworth-Heinemann, 2003. 336 p.

2. Górny M., Kawalec M. Manufacturing scheme of spherical grinding bodies from abrasion-resistant cast iron. Archives of Foundry Engineering. 2014. Vol. 14. No. 3. P. 45–50.

3. Aubakirov M., Kulikov V. Wear-Resistant Cast Iron Grinding Media for Ore Grinding Mills. Metallurgist. 2020; 63(9-10): 853–860. https://doi.org/10.1007/s11041-020-00349-5.

УДК 721.744

І. В. Лук'янов, О. І. Пономаренко
Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

ВПЛИВ РЕОЛОГІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ НА ЯКІСТЬ ПОВЕРХНІ ВИЛИВКІВ

У сучасному ливарному виробництві забезпечення високої якості поверхні виливків є одним із пріоритетних завдань, оскільки це безпосередньо впливає на металомісткість, обсяг механічної обробки та експлуатаційну надійність готових деталей. Ключовим фактором, що визначає стан робочої поверхні форми, а отже і чистоту поверхні виливка, є реологічні характеристики формувальних сумішей. Класичні фізико-механічні характеристики формувальних сумішей не завжди точно демонструють їх поведінку під час ущільнення. Тому розробка реологічних моделей, що сприймають суміш як в'язко-пластичну субстанцію, котра прямо впливає на якість відливок, стає надзвичайно важливою. Реологія дозволяє розглядати формувальні суміші як складні дисперсні системи, які проявляють властивості пружних, в'язких і пластичних тіл. У цьому контексті важливими параметрами є динамічна в'язкість, границя текучості, модуль пружності та швидкість релаксації напружень. Залежно від складу суміші (типу зв'язуючого, зернового складу піску, вологості) її поведінка може описуватися різними реологічними моделями.

Зокрема, для опису поведінки формувальних сумішей широко застосовуються реологічні моделі, серед яких модель Бінгама, що враховує наявність границі текучості, а також моделі Максвелла та Кельвіна–Фойгта, які дозволяють описати в'язко-пружні властивості матеріалу. Слід зазначити, що формувальні суміші є складними дисперсними системами, тому жодна з моделей не описує їх поведінку повністю, однак модель Бінгама є найбільш придатною для інженерних оцінок процесів ущільнення. Вона враховує необхідність досягнення певного рівня напруження для початку течії, що має важливе практичне значення при формуванні, де необхідно забезпечити достатню рухливість суміші без втрати її структурної міцності.[1]

Процес формування якісного відбитка моделі безпосередньо залежить від текучості суміші, яка в реологічному аспекті визначається її динамічною в'язкістю та границею текучості. Суміші з оптимальними реологічними параметрами здатні ефективніше перерозподілятися в об'ємі опоки під час ущільнення, заповнюючи

важкодоступні ділянки та гострі кути модельного оснащення. Це дозволяє досягти рівномірної щільності форми, та мінімізує ризик утворення мікропорожнеч на поверхні форми, які зазвичай стають причиною механічного пригару. Недостатня текучість суміші призводить до нерівномірного ущільнення, утворення пустот і мікропорожнеч, що в подальшому спричиняє дефекти поверхні виливків, такі як пригар, раковини та шорсткість. Надмірна текучість, у свою чергу, може викликати осідання суміші, втрату геометричної точності та зниження міцності форми.

Особливу роль відіграє поведінка суміші під час термічного впливу при заливці розплаву. Високі температури викликають зміну в'язкості та структурні перетворення, що впливає на стабільність форми. Суміші з оптимально підібраними реологічними властивостями здатні зберігати свою цілісність і протистояти термічним деформаціям, що є критично важливим для отримання якісної поверхні виливка. Крім того, реологічні характеристики суттєво впливають на процес газоутворення та газовідведення. Недостатня проникність і висока в'язкість можуть призводити до накопичення газів у формі, що спричиняє появу газових раковин та інших дефектів поверхні. Оптимізація реологічних параметрів дозволяє забезпечити баланс між щільністю форми та її газопроникністю.

Сучасні підходи до вдосконалення формувальних сумішей передбачають використання модифікуючих добавок та полімерних зв'язуючих, які дозволяють цілеспрямовано змінювати реологічну поведінку системи. Це відкриває нові можливості для підвищення якості виливків та зниження виробничих витрат.

Таким чином, врахування реологічних характеристик формувальних сумішей є необхідною умовою підвищення якості поверхні виливків. Комплексний підхід до їх дослідження та оптимізації дозволяє забезпечити стабільність формувальних процесів і отримання продукції з високими експлуатаційними характеристиками.

Список літератури

1. Лук'янов І.В. Реологічні моделі та їх властивості для формувальної суміші / Лук'янов І.В. Пономаренко О.І. // Литво. Металургія. 2025: Матеріали XXI Міжнародної науково-практичної конференції (27-29 травня 2025 р., м. Харків-м. Київ) – Харків, НТУ «ХПІ». – С. 177-179

УДК 621.762

М.В. Марич, М.П. Бродніковський, Г.А. Баглюк, Т.Л. Кузнецова

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України, Київ
myroslavmv@ukr.net

ПОРІВНЯННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ НІОБІЮ, ОТРИМАНИХ МЕТОДАМИ ДУГОВОЇ ПЛАВКИ ТА ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ

Одним із шляхів підвищення ефективності використання палива і коефіцієнта корисної дії газотурбінних двигунів є використання в гарячій секції двигунів новітніх матеріалів, які мають нижчу густину, можуть витримувати більш високі робочі температури, ніж широко використовувані сьогодні суперсплави на основі нікелю, та відповідати вимогам щодо рівня міцності, повзучості при високих температурах та стійкості до окислення.

До такого класу матеріалів, здатних значною мірою забезпечувати задекларовані вище вимоги, відносяться сплави на основі ніобію [1, 2].

В даній роботі досліджували вплив основних технологічних параметрів на особливості структури та механічні властивості полікомпонентного жароміцного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (%, ат.), отриманого методами порошкової металургії в порівнянні з литим сплавом. Технологічна схема отримання матеріалу включала пресування порошкових сумішей, частина яких піддавалася механоактивації у планетарному млині, та їх наступне гаряче штампування. Частина гарячештампованих заготовок піддавалася відпалу у вакуумній печі при температурі 1600 °С. Литий сплав аналогічного складу був виготовлений методом дугової плавки в електропечі в середовищі аргону.

В результаті досліджень встановлено, що структура гарячештампованих матеріалів має суттєво гетерогенний характер і складається з матричної твердорозчинної фази на основі системи Nb-Mo та рівномірно розподілених в ній зерен інтерметалідної фази на основі системи Ti-Al за наявності помітно вираженої анізотропії. Встановлено градієнтний характер розподілу Al та Nb у зернах титану після гарячого штампування — зовнішні шари зерен титану помітно збагачені алюмінієм та частково ніобієм, концентрація яких зменшується по глибині перерізу зерна, тоді як в його центральній зоні Al та Nb практично відсутні. Відпал при 1600 ^{0}С призводить до практично повної гомогенізації

сплаву з формуванням монофазної ОЦК структури та зміни морфології зеренної структури. В литому сплаві, як і в більшості литих тугоплавких систем, спостерігається дендритна структура а також сегрегація елементів.

Найвищим рівнем механічних характеристик при кімнатній температурі та при 600 ^{0}C відзначаються матеріали, отримані гарячим штампуванням із розмеленої на протязі 30 - 60 хв. (близько 1400 МПа при 600 ^{0}C) шихти, тоді як при 1000 ^{0}C межа текучості відпаленого при 1600 ^{0}C сплаву вже перевищує значення $\sigma_{0,2}$ гарячештампованих сплавів, які не піддавалися відпалу, та знаходиться на рівні литого сплаву аналогічного складу (близько 450 МПа).

В той же час, випробування при 1000 °C принципово змінюють відзначене вище співвідношення. Границя плинності литого сплаву вже перевищує значення $\sigma_{0,2}$ всіх гарячештампованих сплавів, які не піддавалися наступному відпалу (рис. 1).

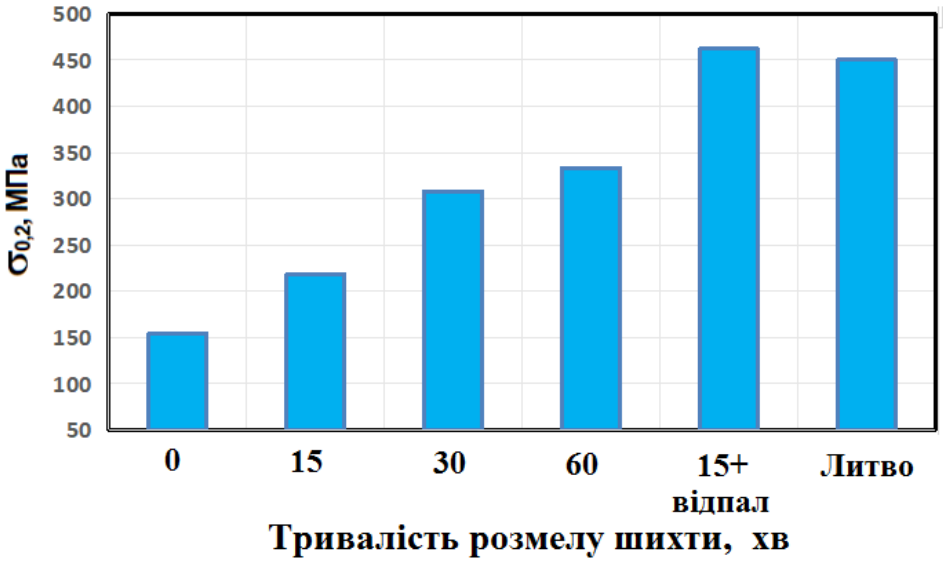


Рис. 1. Залежність границі плинності сплаву при температурі 1000 °C від режимів обробки вихідної шихти

Натомість, високотемпературна міцність гарячештампованого порошкового матеріалу, відпаленого при 1600 °C, значно підвищується порівняно з невідпаленими аналогами і знаходиться на рівні показників литого сплаву. Виявлений ефект обумовлений принциповою перебудовою мікроструктури та фазового складу гарячештампованого матеріалу в процесі відпалу, який супроводжується розчиненням сформованих при гарячому штампуванні інтерметалідів та практично повною гомогенізацією сплаву із утворенням хімічно однорідної твердорозчинної ОЦК-

структури. Зникають включення нерозчинених легкоплавких компонентів сплаву, які зменшують міцність при 1000 °С.

Таким чином, встановлена можливість, створення гомогенного дрібнокристалічного сплаву 57Nb-10Cr-5Al-21Ti-7Mo (ат. %) з міцністю, нарівні показників литого сплаву методом порошкової металургії з використанням відкритого гарячого штампування заготовок із суміші порошків при температурі 1200 °С з відпалом при 1600 °С у вакуумі.

Проведені дослідження показали, що одержання ВЕСів методом порошкової металургії має переваги перед методом виплавки, так як встановлена можливість створення композиційного матеріалу необхідного складу, закономірності його розчинення в процесі відпалу, які дозволяють керувати процесами формування складів ВЕСів, та їх стабільністю без надвисокого охолодження при виплавці.

Список літератури

1. Zhao J.C., Westbrook J.H. Ultrahigh-temperature materials for jet engines. *MRS Bull.* 28, 2003. – P. 622–627.

2. Tsakiropoulos P. Alloys for application at ultra-high temperatures: Nb-silicide in situ composites: Challenges, breakthroughs and opportunities. *Progress in Materials Science*. 123, 100714, 2022. – P.127-132

УДК 378.147:614:331.45

С. М. Мезенцев, О. І. Пономаренко, І. О. Мезенцева

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Україна, м. Харків

МОЖЛИВІСТЬ ОТРИМАННЯ КОМПЛЕКСНОЇ ЛЕГУЮЧОЇ ДОБАВКИ ІЗ ОКИСЛЕНИХ ВІДХОДІВ

На підприємствах машинобудівної галузі використовується значна кількість виробничих процесів, що забезпечують виготовлення широкого асортименту продукції споживчого призначення. Водночас разом із отриманням готових виробів у процесі виробництва утворюється певний обсяг різноманітних промислових відходів.

Здебільшого промислові підприємства розташовані у великих містах, що зумовлює необхідність вирішення низки важливих питань, зокрема забезпечення населення якісною питною водою, організації збирання, захоронення та переробки побутових і промислових відходів, а також подолання інших екологічних проблем.

Одним із виробничих процесів, який може призвести до виникнення металевих відходів, є електроерозійна обробка деталей, виготовлених із легованих сталей та сплавів кольорових металів [1]. Після обробки залишаються окислені відходи, які можуть забруднювати прилеглі до підприємств території. До складу таких відходів входять сполуки нікелю, хрому, молібдену, алюмінію, вольфраму, титану та інших металів, які мають токсичні властивості [2, 3].

Задля ефективного використання відходів під час легування сталей і чавунів виникає необхідність їх детальнішого дослідження. Електронно-мікроскопічний аналіз відходів показав присутність частинок переважно кулястої або близької до неї форми [1, 2]. При цьому чітко простежується межа переходу між окремими ділянками структури. У складі відходів виявляються частинки різних розмірів: трапляються відносно великі частинки розміром 0,1–1 мм, однак основну частку становлять частинки близько 10^{-3} мм. Крім того, присутні й надзвичайно дрібні частинки розміром приблизно 10^{-5} мм, які формують пухку пористу масу.

Окрім електронно-мікроскопічного аналізу відходів, було проведено також петрографічні дослідження. Вивчення фазового складу здійснювали на полірованих шліфах із використанням металографічного мікроскопа. Підготовка зразків для дослідження включала відбір матеріалу з різних ділянок відходів та виготовлення полірованих шліфів. У досліджуваних зразках були виявлені дві основні фази — металева та оксидна [1].

Необхідно також мати уявленні про хімічний склад окислених відходів. Хімічний склад окислених відходів був виконаний за допомогою рентгенофлуоресцентного аналізатора «СПРУТ». Відсотковий розподіл кольорових металів, що входять у відходи, наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад відходів

Метали	Ni	Cr	Fe	Mo	Al	Ti	W	Nb
Хімічний склад, %	62,35	17,56	6,34	5,27	3,07	2,87	1,35	1,16

За результатами рентгенофлуоресцентних, петрографічних та електронно-мікроскопічних досліджень можна зробити висновок, що основними компонентами

відходів є метал (близько 68%) та оксидна фаза (близько 29%). Результати хімічного складу дають підстави припустити можливість перероблення даного виду відходів на металургійних підприємствах безпосередньо під час виплавки сталі або чавуну [4, 5]. Легувальні елементи, що містяться у відходах у формі оксидних сполук, можуть бути вилучені в процесі відновлювальної плавки. У ході цього процесу ймовірне відновлення оксидів нікелю, хрому, заліза, молібдену та титану з подальшим утворенням залізо-нікель-хромового сплаву, який може застосовуватися як комплексна легуюча добавка під час виплавляння сталі та чавуну.

Отже, отримання з таких відходів комплексних легуваючих добавок є актуальним завданням. Використання вторинної сировини дозволяє одночасно розв’язати дві важливі проблеми: одержати нові легувальні компоненти для чавунів і сталей та зменшити негативний вплив токсичних сполук на навколишнє природне середовище.

Список літератури

1. Мезенцева І.О., Мезенцев С.М. Вплив на продукти ерозії фізичних процесів електроерозійної обробки деталей із складнолегованих сталей // Вісник Національного технічного університету «ХПІ». Серія: Технології в машинобудуванні / Нац. техн. ун-т «Харків. політехн. ін-т». – Харків : НТУ «ХПІ», 2025. № 1(11), 2025. – С. 83–88.

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. 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.

4. 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.

5. Advantages of alloying cast iron and steels with industrial waste / Mezentsev S. M., Ponomarenko O. I., Mezentseva I. O., Yevtushenko N. S. // Information technologies: science, engineering, technology, education, health : тези доп. 33-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2025, 14-17 травня 2025 р. / ред. Є. І. Сокол ; уклад. Г. В. Лісачук ; Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.]. – Харків : НТУ "ХПІ", 2025. – С. 398.

УДК 378.147:614:331.45

I. O. Mezentseva, S. O. Vambol, S. M. Mezentsev

National Technical University
"Kharkiv Polytechnic Institute", Ukraine, Kharkiv

PROSPECTS FOR THE DISPOSAL OF USED MILITARY EQUIPMENT USING METALLURGICAL TECHNOLOGIES

For a long time, Ukraine lacked a single conceptual approach to the collection and accounting of substandard metal-containing waste. The processing of such technogenic accumulations is complicated by the lack of information about their composition, in particular, regarding the possible content of hazardous substances in the dumps. Currently, this problem is being compounded by new challenges related to the disposal of spent military equipment and weapons. According to the source [1], the total number of lost military equipment is 77,602 units, among which the largest share is made of armored combat vehicles and tanks, automotive equipment and artillery systems. Armored equipment has specific features both in production and in further processing. About 75–80% of its structures are made of high-alloy steel grades, while even before the start of hostilities in Ukraine, the processing of scrap metal from such steels was carried out in limited volumes. In modern conditions, the situation with processing has become significantly more complicated. The economic feasibility of this process largely depends on the availability of labor resources, energy supply and other factors. One of the possible directions for the disposal of spent military equipment is its processing using metallurgical technologies.

The use of a pyrometallurgical approach allows you to avoid the formation of wastewater containing toxic and harmful substances, which distinguishes it favorably from hydrometallurgical processing methods [2, 3]. At the same time, the use of high

temperatures causes significant gas emissions, the purification of which requires significant capital costs. One of the important ways to reduce such emissions and prevent the evaporation of potentially dangerous uncontrolled compounds is to reduce the temperature of the waste processing process.

The process of solid-phase recovery of waste containing non-ferrous metal oxides, which most closely meets the requirements of environmental safety, is considered [2].

To determine the direction and completeness of the course of metallurgical reactions, thermodynamic calculations are used, in particular the analysis of the change in Gibbs free energy (ΔG^{o}) [4]. Traditional reducing agents in metallurgy are solid carbon (C), carbon monoxide (CO) and hydrogen (H_2). Analysis of metal oxides, which are most often found in scrap metal, shows that under standard conditions in the temperature range of 1000–2000 K, carbon has the highest reducing ability. At the same time, a comparison of hydrogen and carbon shows that at temperatures up to 1000 K, hydrogen is a more effective reducing agent, while at higher temperatures carbon has the advantage.

Therefore, the processing of spent military equipment by metallurgical methods, in particular by reducing metal oxides contained in the waste, makes it possible to reduce the negative impact on the environment and obtain secondary metal raw materials. Such raw materials can be used in the future as alloying additives during the smelting of alloyed cast irons and steels.

References

1. Вамболь С. О. Проблеми поводження з відпрацьованою військовою технікою / Вамболь С. О., Мезенцева І. О., Мезенцев С. М. // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я = Information technologies: science, engineering, technology, education, health : тези доп. 33-ї міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2025, 14-17 травня 2025 р. / ред. Є. І. Сокол ; уклад. Г. В. Лісачук ; Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.]. – Харків : НТУ "ХПІ", 2025. – С. 427.

2. 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.

3. 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.

4. Мезенцева І. О., Мезенцев С. М. Вплив на продукти ерозії фізичних процесів електроерозійної обробки деталей із складнолегованих сталей // Вісник Національного технічного університету «ХПІ». Серія: Технології в машинобудуванні = Bulletin of the National Technical University "KhPI". Series: Techniques in a machine industry: зб. наук.пр. / Нац. техн. ун-т «Харків. політехн. ін-т». – Харків : НТУ «ХПІ», 2025. № 1(11), 2025. – С. 83–88.

УДК 378.147:614:331.45

І. О. Мезенцева, Н. С Євтушенко, О. Г. Мартиненко

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Україна, м. Харків

ШЛЯХИ ПОКРАЩЕННЯ УМОВ ПРАЦІ У ПРИМІЩЕННЯХ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ

У приміщеннях ливарних цехів розміщена велика кількість різного обладнання, яке необхідне для здійснення основних технологічних процесів. До основних технологічних процесів у ливарному виробництві відносяться*:* підготовка шихти й домішок, завантаження їх у плавильні печі, плавка металу, випуск металу й заливання у форми, підготовка формувальної й стрижневої суміші, виготовлення форм і стрижнів, вибивання, очищення, обрубування виливків, термічна обробка, фарбування виливків [1].

Кожний із вказаних процесів характеризується певним переліком шкідливих та небезпечних виробничих факторів. Найбільш розповсюджені шкідливі та небезпечні фактори виробничого середовища, які притаманні майже для всіх процесів ливарного виробництва це пил дезінтеграції і конденсації, надлишкове виділення теплоти, підвищений рівень шуму та вібрацій, підвищений рівень електромагнітних випромінювань, підвищене значення напруги в електричних мережах, машини та механізми, що рухаються, рухливі частини виробничого обладнання [2, 3].

Роботи ливарного виробництва належать до категорії підвищеної небезпеки, де працівники найчастіше зазнають захворювань органів дихання. На працівників впливає виробничий пил, переважно фіброгенної дії (оксид і діоксид кремнію, силікати

тощо). Найбільш поширеними захворюваннями серед ливарників є силікоз і пиловий бронхіт, а також вібраційна хвороба та кохлеарний неврит [4, 5]. Значна частка патологій опорно-рухового апарату зумовлена важкими умовами праці, тоді як ураження органів слуху пов’язані з дією виробничого шуму. В Україні високий рівень хронічних професійних захворювань спостерігається саме у добувній і металургійній галузях, що обумовлено збереженням небезпечних і важких умов праці, фізично та морально застарілим обладнанням, а також недостатньою ефективністю систем захисту працівників. Водночас впровадження сучасних технологій і устаткування потребує від роботодавців значних фінансових інвестицій.

Захист працівників від впливу шкідливих речовин і пилу розглядався у роботах [3, 5]. Авторами робіт [4, 5] вказано, що вібраційна хвороба та кохлеарний неврит становить серйозну проблему у ливарних цехах. Рівень звуку для різних видів виробничого обладнання у приміщеннях ливарних цехів показано на рисунку 1.

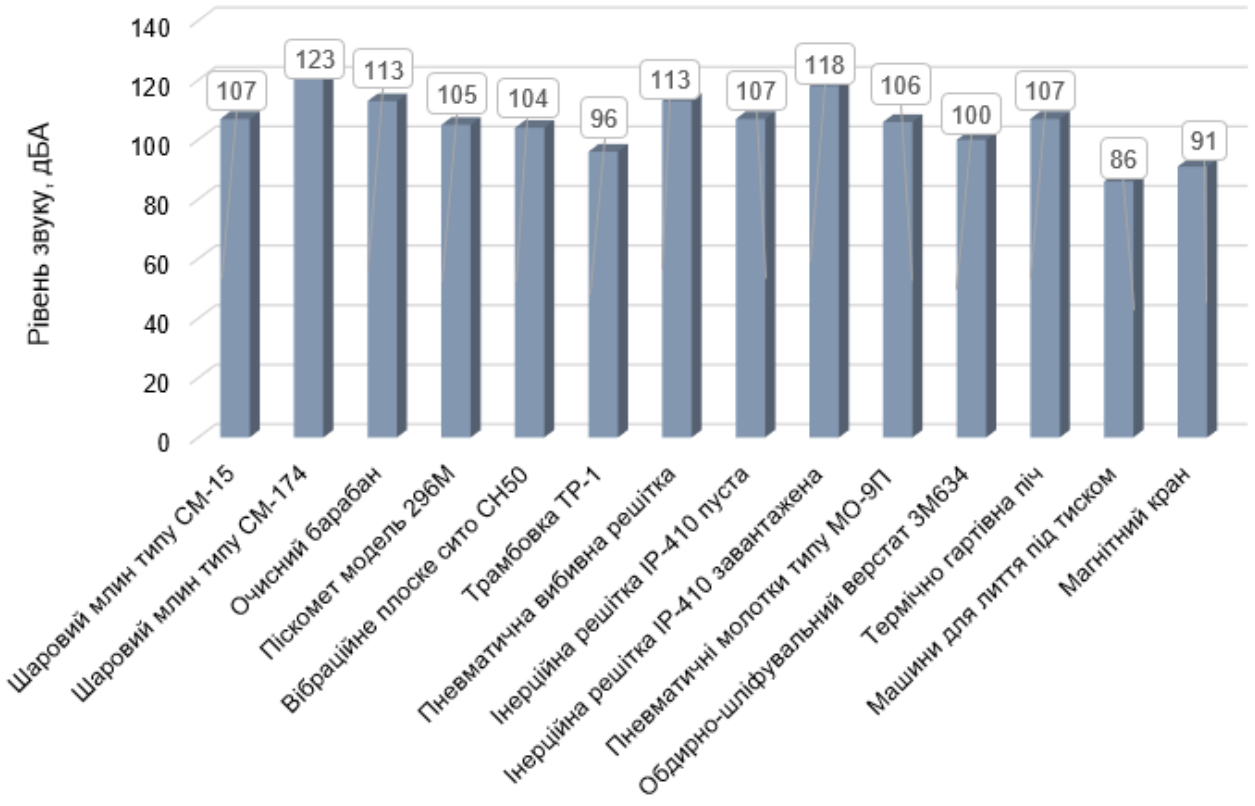


Рис.1 – Рівень звуку для різних видів виробничого обладнання у приміщеннях ливарних цехів

Із рисунка видно, що усі види обладнання генерують шум, що перевищує нормативне значення рівня звуку, яке повинно бути не більше 80 дБА. Найбільший рівень шуму спостерігається від шарового млина типу СМ-174 (123 дБА) та інерційної

вибивної решітки типу ІВ-410 (118 дБА). Рівень звуку від очисного барабану та пневматичної вибивної решітки досягає значень 113 дБА.

Задля зниження рівня шуму у виробничих приміщення ливарних цехів застосовують різні заходи. Забезпечення стійкого періодичного руху інерційної вибивної решітки знизить рівень шуму на 20 дБ. Облицювання телескопічного кожуха інерційної вибивної решітки з внутрішньої сторони шаром звуковбирного матеріалу (скловолокно, стальна повсть тощо) завтовшки 50 мм дозволить знизити рівень звуку на 3-5 дБ. Зниження шуму вихлопу клапанів формувальної машини на 15-20 дБ на середніх, 25-30 дБ на високих частотах можна досягти шляхом встановлення на клапани глушників. Установка на очисні барабани звукоізолюючого кожуха зі звуковбирним покриттям (пропластом), технічною або щитковою повстю завтовшки 25-50мм забезпечує зниження шуму приблизно на 20 дБ.

Перелічені засоби захисту надають певне зниження рівня звука, але не завжди дозволяють досягти нормованого значення, тому бажано використовувати також засоби індивідуального захисту органів слуху.

Окрім технічних засобів захисту необхідно також приділяти значну увагу і організаційним заходам безпеки, проведенню інструктажів та навчанню питань охорони праці, а також якісному проведенню попередніх та періодичних медичних оглядів. Систематична профілактичну роботу, що пов’язана із аналізом причин травм та професійних захворювань, повинна бути підґрунтям для впровадження конкретних заходів технічного, організаційного та лікувально-профілактичного характеру.

Список літератури

1. Охорона праці у ливарному виробництві : курс лекцій для студентів вищих навчальних закладів напряму 0904 «Металургія» / Н. М. Глиняна. – Краматорськ : ДДМА, 2009. – 184 с.

2. Євтушенко Н. С. Умови праці в ливарних цехах та їх вплив на робочий процес [Електронний ресурс] / Н. С. Євтушенко, І. О. Мезенцева // Литво. Металургія. 2025 = Foundry. Metallurgy. 2025 : матеріали 21-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 27-29 травня 2025 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2025. – С. 109-112.

3. Вентиляція виробничих приміщень ливарних цехів [Електронний ресурс] / І. О. Мезенцева, Н. С Євтушенко, В. О. Орлова, О. Г. Мартиненко// Литво. Металургія. 2025 = Foundry. Metallurgy. 2025 : матеріали 21-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 27-29

травня 2025 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2025. – С. 185-188.

4. Trends and Challenges of Chronic Occupational Morbidity in Ukraine: A Sectoral Analysis and Preventive Strategies / Iryna Mezentseva [et al.] // Diversity: Disease Preventive of Research Integrity. – 2025. – Vol. 5, iss. 2. – P. 60-68.

5. Мезенцева І. О. Тенденції професійних захворювань у працівників ливарних цехів [Електронний ресурс] / 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.

УДК 331.45

І. О. Мезенцева, О. О. Кузьменко, В. С. Вамболь

Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Україна, м. Харків

НОРМАЛІЗАЦІЯ МІКРОКЛІМАТУ У ВИРОБНИЧИХ ПРИМІЩЕННЯХ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ

Ливарне виробництво відноситься до виробничих процесів із підвищеною небезпекою. Шкідливі та небезпечні фактори, що впливають на робітників ливарних цехів - це пил дезінтеграції і конденсації; надлишкове виділення теплоти; тепловий потік; підвищений рівень шуму, вібрацій та електромагнітних випромінювань; підвищене значення напруги в електричних мережах; наявність машин та механізмів, що рухаються; рухливі частини виробничого обладнання [1-3].

У повітряному середовищі робочої зони ливарних цехів присутня значна кількість шкідливих речовин. Основними джерелами утворення пилу та газоподібних виділень є обладнання для підготовки формувальних і стрижневих сумішей, плавильні агрегати, а також дільниці формування, вибивання форм і очищення виливків. Серед професійних захворювань працівників ливарного виробництва провідне місце займають хвороби органів дихання [2-5].

Пил, що утворюється в ливарних цехах, за дисперсним складом належить переважно до дрібнодисперсної та наддрібної фракцій, які можуть тривалий час

перебувати у зваженому стані в повітрі робочої зони. Особливо небезпечним є пил із розмірами частинок 1–10 мкм. Значне пиловиділення з вмістом діоксиду кремнію спостерігається під час вибивання виливків, приготування формувальних і стрижневих сумішей, виготовлення моделей, а також у процесі виконання інших технологічних операцій [3].

Повітря робочої зони ливарних цехів також забруднюється різноманітними газами та парами, серед яких акролеїн, ацетон, ацетилен, бензол, оксиди азоту, оксид вуглецю, діоксид сірки, уротропін, вуглекислий газ, фенол, формальдегід, хлор, етиловий спирт та інші сполуки.

Крім пилу та хімічних забруднювачів, на працівників ливарного виробництва негативно впливають променисте тепло і підвищена температура повітря. На окремих робочих місцях інтенсивність теплового випромінювання досягає значних величин. На рисунку 1 наведено дані щодо інтенсивності теплового потоку на деяких робочих місцях у ливарних цехах.

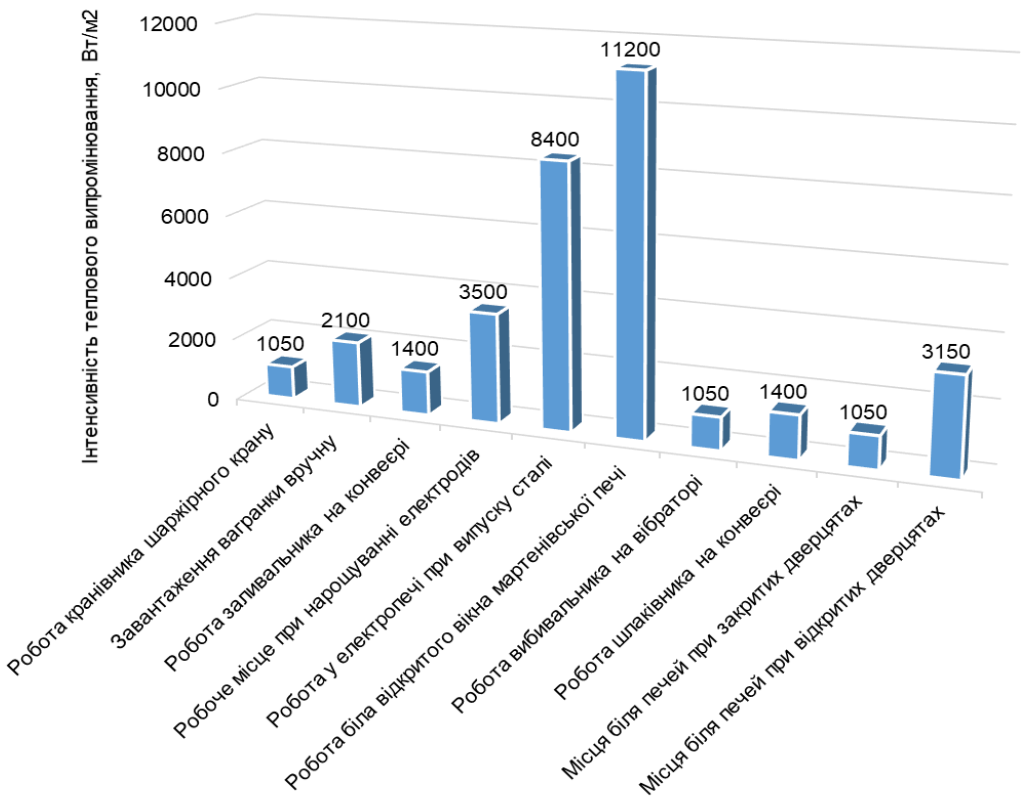


Рис. 1 – Інтенсивність теплого потоку на робочих місцях в ливарних цехах.

Одним із способів захисту працюючих від впливу теплового випромінювання, а також пилу та шкідливих речовин, є вентиляція [1, 4]. Окрім загальнообмінної

механічної припливно-витяжної вентиляції, у ливарних цехах також використовують місцеву припливну вентиляцію. Зокрема, повітряне обдування застосовується в гарячих відділеннях ливарного виробництва на робочих місцях постійного перебування працівників, де рівень інтенсивного інфрачервоного випромінювання перевищує 350 Вт/м².

Одним з основних засобів захисту від теплового потоку при плавленні, транспортуванні та розливі металу є теплова ізоляція плавильних та нагрівальних печей, ємностей для металу. Ефективним способом захисту працівників від теплового випромінювання є теплозахисні пристрої. Теплозахисні пристрої можуть бути тепловідбивні, теплопровідні, тепловідвідні, теплопоглинаючі та комбіновані. Конструкція теплозахисних пристроїв залежить від їх призначення та способу захисту і може бути виконана у вигляді полірованих листів алюмінію товщиною 1 – 1,5 мм з повітряним прошарком 25 – 30 мм, одного або кількох тепловідбивних стекол з повітряним прошарком 20 – 30 мм, напірних водоохолоджувальних труб, що вкриті металевим листом, металевої сітки, металевих ланцюгів та інше. У якості охолоджувача використовують повітря, воду, водо-повітряну суміш.

Використання теплозахисних пристроїв на робочих місцях ливарних цехів дозволить захистити працівників від впливу променистого тепла та підвищеної температури, що забезпечить зниження виробничого травматизму. Складні умови виробничого середовища у ливарних цехах потребують відповідального відношення до захисту здоров’я та працездатності робітників. Належний професійний відбір, а також якісне проведення первинних і періодичних медичних оглядів здатні істотно зменшити рівень виробничого травматизму. Водночас використання ефективних засобів захисту працюючих, сприяє збереженню життя і здоров’я працівників та створює передумови результативності профілактичних заходів щодо запобігання травматизму і професійним захворюванням.

Список літератури

1. Охорона праці у ливарному виробництві : курс лекцій для студентів вищих навчальних закладів напряму 0904 «Металургія» / Н. М. Глиняна. – Краматорськ : ДДМА, 2009. – 184 с.

2. 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.

3. Вентиляція виробничих приміщень ливарних цехів [Електронний ресурс] / І. О. Мезенцева, Н. С Євтушенко, В. О. Орлова, О. Г. Мартиненко// Литво. Металургія. 2025 = Foundry. Metallurgy. 2025 : матеріали 21-ї Міжнар. наук.-практ. конф., 27-29 травня 2025 р. / Нац. техн. ун-т "Харків. політехн. ін-т" [та ін.] ; заг. ред. О. І. Пономаренко. – Електрон. текст. дані. – Харків ; Київ, 2025. – С. 185-188.

4. Trends and Challenges of Chronic Occupational Morbidity in Ukraine: A Sectoral Analysis and Preventive Strategies / Iryna Mezentseva [et al.] // Diversity: Disease Preventive of Research Integrity. – 2025. – Vol. 5, iss. 2. – P. 60-68.

5. 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.

УДК 621.74:346.56

Я. Б. Мельниченко, І. І. Карпенко, С. І. Клименко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

09789888431@ukr.net

ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ ПРАВОВОГО РЕГУЛЮВАННЯ ІННОВАЦІЙНОЇ ДІЯЛЬНОСТІ У СФЕРІ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Перспективи розвитку ливарного виробництва розглядаються на сьогоднішній день як суттєва складова стратегій відновлення та розвитку індустріального комплексу України, у відповідності до трансформацій економіки в напрямку побудови високотехнологічної, наукомісткої обробної промисловості, що визначається як інноваційний шлях розвитку, де наукова установа може стати не просто консультантом, а джерелом інтелектуального капіталу.

Пострадянська модель ливарного виробництва 1980–1990-х років, що базувалася на застарілих основних фондах, остаточно вичерпала свій ресурс. Повномасштабна війна дестабілізувала промислові та логістичні центри, змушуючи ливарні підприємства до релокації та пошуку нових виробничих майданчиків. Руйнування енергетичної інфраструктури та логістичних ланцюгів унеможливлюють

використання застарілих енергоємних технологій, вимагаючи негайного переходу до інноваційних рішень та впровадження нових технологій як основу виживання економіки.

Наразі відбувається розвиток нормативно-правової бази, яка повинна максимально відображати інтереси учасників інноваційного процесу з врахуванням правовідносин, що можуть виникнути на всіх етапах інноваційного циклу. Це складний процес, оскільки інноваційна діяльність носить комплексний характер, а саме передбачає планування та виконання низки заходів наукового, технічного, організаційного, фінансово-економічного змісту, в чіткій системній послідовності етапів, протягом усього інноваційного циклу. Відповідно, така діяльність регулюється різними нормами права: цивільного, адміністративного, фінансового, податкового, трудового. При цьому особливістю правового регулювання та правотворчості є моделювання правовідносин, які виникатимуть у майбутньому, що додає складності цим процесам.

На думку експертів, був відсутній повною мірою системний підхід щодо нормативно-правового регулювання інноваційної сфери, що проявилось в існуванні окремих правових блоків: науково-інтелектуальної власності, створення і розповсюдження інновації як продукту, фінансово-економічного блоку, які мали слабку системну інтегрованість [1;ст.42]. Подальший розвиток нормативно-правової бази потребуватиме підвищеного рівня правового супроводу створення ливарних інновацій, з точки зору вивчення законодавчих положень, а також кваліфікованого застосування правових норм в складних та нестандартних ситуаціях формування ливарних інноваційних проєктів.

1. Господарський кодекс України, що втратив чинність у серпні 2025 року, у главі 34 визначав інновацію як інвестицію та об’єкт комерціалізації. Стаття 325 ГКУ визначала інноваційну діяльність, як таку, що здійснюється учасниками господарських відносин, на основі реалізації інвестицій з метою виконання довгострокових науково-технічних програм з тривалими строками окупності витрат і впровадження нових науково-технічних досягнень у виробництво та інші сфери суспільного життя [2].

Він визначав правовий статус підприємств як суб’єктів ринку, зосереджуючись на комерційному ефекті від впровадження нових технологій. Невід’ємною частиною інновації було випуск на ринок нових товарів та технологій. Тобто якщо наукова розробка не приносила прибутку - вона випадала з-під господарського регулювання. Підприємства у сфері ливарного виробництва часто стикалися з обмеженнями Кодексу, який не враховував специфіку тривалих циклів наукових розробок.

Скасування ГКУ усунуло дублювання норм і дозволило лібералізувати відносини між державними науковими установами та приватним бізнесом, відкриваючи шлях до більш гнучких форм партнерства та створення сучасних промислових екосистем.

2. Чинний ЗУ «Про інноваційну діяльність» є профільним законом, що визначає правові та організаційні засади підтримки інновацій. Стаття 1 визначає інновації як новостворені або застосовані та/або вдосконалені конкурентоздатні технології, продукцію або послуги, а також організаційно-технічні рішення виробничого, адміністративного, комерційного або іншого характеру, що істотно поліпшують структуру та якість виробництва та/або соціальної сфери [3].

ЗУ «Про інноваційну діяльність», на відміну від ГКУ, охоплює процес інноваційної діяльності від ідеї до впровадження. Розробка нової технології лиття за ГКУ могла не вважатися інновацією, поки не з’явиться готовий виріб, тоді як чинне законодавство визнає інновацією саме вдосконалення технології. Такий правовий механізм дозволяє отримати підтримку на етапі дослідження та розробки, а не лише після продажу продукту.

Використання терміну «організаційно-технічні рішення» включає в себе не лише безпосереднє виробництво інноваційного продукту, а й розробку механізму управління інтелектуальною власністю та трансферу технологій. Тобто менеджмент та адміністрування є самостійним продуктом, що має власну вартість та підлягає правовому захисту. Таким чином, суб’єкт інноваційної діяльності пропонує ринку не лише нову технологію, а й систему управління ризиками, яка мінімізує шлях від наукової ідеї до серійного впровадження.

ГКУ визначав інновацію як діяльність суб’єкта господарювання, що створювало правові перешкоди для державних наукових установ. Інститут часто не може повноцінно реалізувати продукт інновації, оскільки він має обмежені можливості для здійснення комерційної діяльності.

Правова політика має поєднувати інтелектуальну власність та інновації. У ГКУ цей зв’язок був розірваний: право інтелектуальної власності регулювалося Цивільним кодексом, а інновації – Господарським, що створювало правові лакуни при визначенні власності на наукові розробки. Чинне законодавство застосовує систематизований підхід до інновації як поєднання права інтелектуальної власності та впровадження.

3. Проєкт закону №13715 «Про підтримку та розвиток інноваційної діяльності», який було прийнято за основу 11.02.2026р., (далі – Законопроєкт) закладає фундаментальні зміни в управлінні інноваціями. Його необхідність у пояснювальній

записці визначається, як подолання слабкості інституцій та створення умов для комерціалізації знань.

Ст. 1 визначає інноваційну діяльність прямо або опосередковано спрямовану на створення, впровадження, поширення чи використання інновацій, охоплює заходи наукового, науково-технічного, організаційного, фінансового, комерційного характеру та інноваційного менеджменту, та інші дії, пов'язані з розробленням або впровадженням нових чи значно вдосконалених продуктів, процесів, технологій, методів, систем або їх комбінацій [4].

Новий підхід визначає «впровадження інновації» як перше надання продукту на ринку, що створює прозорі межі для отримання пільг при створенні «інноваційного партнерства». Таке формулювання є значно ширшим порівняно з чинним законодавством та дозволяє визнати інновацією експериментальну партію виробів або нову організаційну модель управління, що забезпечує більшу гнучкість при звітності за використання грантових чи бюджетних коштів.

Новітньою складовою інноваційного партнерства, якої раніше не було в законодавстві є визначений у ст.1 «бізнес-ангел – суб'єкт інвестиційної діяльності (інвестор), що надає фінансову та експертну підтримку суб'єктам малого або середнього підприємництва на початкових етапах їх діяльності за умови закріплення за ним у власності частки в статутному капіталі суб'єкта малого або середнього підприємництва, що отримує таку підтримку відповідно до її обсягу та умов надання [4].»

Інвестиційна діяльність являє собою сукупність взаємопов'язаних явищ та процесів, що спрямовані на комерціалізацію інноваційних продуктів. Основними складовими процесу попередньої інвестиційної діяльності є діяльність бізнес-ангела та акселерація стартапів.

Відповідно до ст. 18 Законопроєкту бізнес-акселератор це юридична особа, що здійснює підтримку стартапів та забезпечує інтенсивний розвиток на початковому етапі їх розвитку з метою досягнення конкретного науково-технічного (прикладного) результату, створення та впровадження інновацій, забезпечення для них навчання, залучення менторів, надання фінансової, експертної та іншої підтримки.[4]

Тобто інвестиції бізнес-ангела є попереднім етапом, який полягає у наданні фінансової та експертної підтримки суб'єктів інноваційної діяльності на початковому етапі, за яким слідує акселерація. В обмін на таку підтримку інвестор отримує частку у статутному капіталі компанії. Така система дозволяє брати участь у стратегічному управлінні проєктом. Впровадження цього поняття обґрунтовує роль приватного

капіталу в розвитку інноваційних стартапів, допомагаючи їм подолати дефіцит ресурсів на етапі виходу на ринок.

Ще одним новітнім поняттям є інноваційна екосистема, яка сприяє взаємодії юридичних осіб, незалежно від організаційно-правової форми, державних органів, органів місцевого самоврядування та інших суб'єктів інноваційної діяльності, їх функцій та матеріальних ресурсів (коштів, інфраструктури, обладнання тощо) на національному, регіональному та місцевому рівнях.

Це мережа взаємодії між суб'єктами інноваційної діяльності, науковими установами, інвесторами та державою. Метою її функціонування є перетворення результатів досліджень у конкретні, конкурентоздатні продукти чи процеси. До її складу входять регіональні центри трансферу технологій, які забезпечують підтримку розробок на всіх стадіях.

Порівняльний аналіз чинного Закону України «Про інноваційну діяльність» та нового Законопроєкту виявляє фундаментальний зсув від жорсткого державного контролю до гнучкої співпраці. Основні розбіжності стосуються не лише термінології, а й механізмів фінансування, суб'єктного складу та взаємодії між наукою та ринком. Змінюється філософія комерціалізації. Відмова від формалізованого підходу, встановленого Постановою КМУ від 17.09.2003р. №1474 повинна суттєво спростити доступ до фінансової та інформаційної підтримки.

Чинний закон про інноваційну діяльність не регулює сферу трансферу технологій, оскільки він є предметом регулювання спеціального закону, тоді як Законопроєкт запроваджує центр трансферу технологій, як частину інфраструктури допомоги науковцям. Такий центр буде надавати послуги супроводу комерціалізації наукових розробок та трансферу технологій замість пасивної державної підтримки зареєстрованих проєктів.

Головна відмінність у регулюванні між чинним законом та Законопроєктом полягає у зміні об'єкта підтримки. Чинний закон базується на проєктному підході: держава підтримує лише конкретні інноваційні проєкти, що пройшли державну експертизу та внесені до Державного реєстру. На даний момент до суб'єкта інноваційної діяльності висуваються жорсткі вимоги. Відповідно до ст. 1 ЗУ «Про інноваційну діяльність» частка обсягу інноваційної продукції в загальному обсязі виробленої продукції має становити не менше 70%. Такі вимоги створюють суттєві труднощі для підприємств, які тільки починають займатись інноваційною діяльністю або для підприємств малого та середнього бізнесу.

Законопроєкт не містить таких вимог фактично надаючи можливість для стартапів або малого та середнього бізнесу отримувати підтримку. Натомість запроваджується екосистемний підхід, де підтримка спрямована на створення умов для всіх учасників інноваційного процесу. Це дозволяє науковим центрам чи лабораторіям претендувати на пільги ще на етапі розробки прототипу, а не лише після масового продажу готових виробів.

Суттєвих змін зазнали фінансові інструменти підтримки інноваційної діяльності. Чинне законодавство передбачає надання державної підтримки через державні інноваційні фінансово-кредитні установи, проте часто ці інструменти втрачають ефективність через складні процедури оформлення підтримки та довгі строки її надання.

Модель, яку запроваджує Законопроєкт полягає у створенні інноваційних ваучерів та грантів. Ваучери дозволяють оплачувати послуги наукових установ за рахунок держави. Відповідно до ст. 29 «Інноваційний ваучер – документ, що надається державою, юридичними, фізичними особами на безоплатній та конкурсній основі стартапам, суб'єктам малого або середнього підприємництва на початкових етапах їх діяльності на один рік з моменту отримання та гарантує безповоротне надання фінансової підтримки, спрямованої на оплату робіт та послуг, які є суттєвими для здійснення інноваційної діяльності, на умовах, визначених надавачем інноваційного гранту [4].»

Висновки:

У правовому регулюванні інноваційної діяльності спостерігається перехід від господарського регулювання, яке визнавало інновацію лише як об'єкт прибутку, до системного підходу, що охоплює весь цикл створення інновації. Чинне законодавство дозволяє підтримувати розробки ще на етапі ідеї, що є критично важливим для тривалих циклів ливарних наукових досліджень.

Законопроєкт дозволяє трактувати інновацію не лише як готовий виріб, а й як «організаційно-технічне рішення», що дозволяє розглядати нові методи управління інтелектуальною власністю як самостійні продукти. Таким чином можна комерціалізувати нові методики управління ризиками, енергоефективних алгоритмів та моделей приватно-державного партнерства, що робить науковий продукт більш гнучким та привабливим для інвесторів. Промисловому бізнесу тепер пропонується не просто товар у вигляді металевої заготовки, а цілісна модель впровадження технологій.

Таким чином, формування нової нормативної бази інноваційної діяльності є стратегічною умовою для перетворення ливарної галузі на високотехнологічну та наукомістку галузь індустріального комплексу України.

Список літератури

1. Карпенко, І. І., Клименко, С. І., Верховлюк, А. М., Шалевська, І. А., Гнилоскуренко, С. В., Деркач, Ю. В. Перспективи інноваційного розвитку ливарних виробництв відповідно до концепції відродження та трансформації промислового сектора України. Метал та лиття України. 2025р. Том 33 № 2. С. 38-47;

2. Господарський кодекс України від 16.01.2003р. № 436-IV: станом на 28.08.2025р. URL: https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/436-15;

3. Закон України «Про інноваційну діяльність» від 04.07.2002р. № 40-IV: станом на 31.03.2023р. URL: https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/40-15;

4. Проект Закону про підтримку та розвиток інноваційної діяльності від 29.08.2025р. №13715: станом на 11.02.2026р. URL: https://itd.rada.gov.ua/billinfo/Bills/Card/57219.

УДК 620.17:620.1:669.245

В.В.[1] Наумик, Д.В.[1] Павленко, О.О.[2] Педаш

[1]Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя

[2]АТ «Мотор Січ», Запоріжжя

ВТОМНА ВИТРИВАЛІСТЬ ЗРАЗКІВ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ОТРИМАНИХ СЕЛЕКТИВНИМ ЛАЗЕРНИМ СПЛАВЛЕННЯМ ПОРОШКІВ

В даній роботі було виконано порівняльне дослідження показників втоми зразків зі сплаву Inconel 718, отриманих селективним лазерним сплавленням з показниками матеріалу, отриманого традиційними методами (гарячою деформацією) для вивчення перспектив практичного застосування порошкових матеріалів при виготовленні деталей авіаційного призначення. При виготовленні зразків використовували порошки отримані за технологіями вакуумної газової атомізації розплаву та відцентрового плазмового обертання металевої заготовки. В ході досліджень проводили

випробування на багато- та малоциклову втому. Відповідно, визначали границі витривалості та обмеженої витривалості для заданого рівня довговічностей.

Для визначення границі витривалості проводили випробування у відповідності до стандарту ASTM E466 на базі 20 млн. циклів способом динамічного збудження коливань у гладких циліндричних зразках з діаметром робочої частини 6 мм на електродинамічному вібростенді ВЕДС-200 в резонансному режимі.

Випробування зразків на малоциклову втому проводили згідно стандарту ASTM E606 за температур 20°С й 550°С, υ=1Гц, R_σ=0 на універсальній сервогідравлічній випробувальній машині Instron 8862. За отриманими результатами були побудовані криві в логарифмічних координатах «Амплітуда напруження σ – Кількість циклів $N_ц$», що дозволили з достатньою достовірністю (R^2>0,9) визначити границю обмеженої витривалості для заданого рівня довговічностей ($1\cdot10^3$, $5\cdot10^3$, $5\cdot10^4$ циклів до руйнування). Усі зразки піддавалися стандартній для сплаву Inconel 718 термічній обробці. При цьому порошкові матеріали перед термічною обробкою піддавали гарячому ізостатичному пресуванню.

Результати випробувань на багатоциклову втому серії стандартних зразків дослідних варіантів показали, що порошкові матеріали забезпечили межу витривалості 333 МПа, в той час як зразки, що були із деформованого матеріалу показали показники у 353 МПа. В цьому випадку результати можна прийняти як співставні через невелику різницю у показниках границі витривалості. Слід зазначити, що для покращення рівня границі витривалості порошкових матеріалів є можливим застосування технологічних операцій покращення стану поверхні зразків, оскільки при втомних випробуваннях їх руйнування може бути ініційоване поверхневими дефектами. В цьому випадку, авторами може бути запропоновано покращенню стану поверхні зразків за рахунок використання таких технологічних операцій, як алмазне вигладжування робочої частини зразків, або, наприклад, ультразвукового їх зміцнення. Для цього необхідне проведення окремої серії досліджень та випробувань із підбором раціональних технологічних параметрів процесів.

За отриманими при випробуваннях на малоциклову втому експериментальними даними були побудовані криві в напівлогарифмічних координатах «Амплітуда напруження σ – Кількість циклів $N_ц$» котрі продемонстрували, що за умов випробування стандартних зразків при 20°С на базах $1\cdot10^3$ та $5\cdot10^3$ циклів більш високі показники демонструють порошкові матеріали. Слід відмітити, що підвищення прикладеної до зразків амплітуди напружень призводить до зменшення різниці в довговічності між деформованим і порошковими матеріалами, і при певному (1275

МПа) рівні напруження порошкові зразки виготовлені за відцентровою плазмовою технологію характеризуються приблизно однаковими результатами випробувань довговічності порівняно з деформованими, а в зразках отриманих з порошків газової атомізації отримані результати перевищують (досить суттєво), що були отримані в деформованому матеріалі.

Подальше збільшення баз випробувань до $5 \cdot 10^4$ показує, що деформований матеріал забезпечує більш високі показники.

Підвищення температури випробувань до 550°С показало, що зразки отримані з порошків газової атомізації у всьому дослідному інтервалі амплітуд напружень демонструють результати співставні із деформованим матеріалом. Розрахунки показали невелику різницю (в межах 10-12%) у показниках отриманих на стандартних зразках між усіма дослідними варіантами.

Таким чином, результати випробувань на малоциклову втому демонструють, що порошкові матеріали в умовах підвищених температур (550°С) здатні забезпечувати довговічність на рівні деформованого матеріалу отриманого традиційною технологією виготовлення.

УДК 669.11/15:621.74.045.072.2

І. Небожак, В. Дорошенко, В. Новицький, М. Дьяченко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

nebozhak@ukr.net

ПОКАЗНИКИ ЗАСВОЄННЯ ХРОМУ РОЗПЛАВОМ ЧАВУНУ ВИХІДНОГО СКЛАДУ

Вкрай обмежені сировинні ресурси в Україні легуючих і базових металів вимагають розробки наукових і технологічних основ комплексного покращення фізико-механічних, спеціальних та експлуатаційних характеристик литих виробів масового призначення технологічними методами, у тому числі створенням нових видів композиційних, біметалевих і багатошарових виробів із диференційованими та спеціальними властивостями (ВДСВ) [1]. Водночас, у машинобудівному секторі економіки й не тільки, для реалізації сучасних технологічних процесів нерідко потрібні вироби зі сталей і сплавів, механічні та спеціальні (трибо-, електротехнічні, електромагнітні, теплофізичні, фізико-хімічні тощо) властивості яких були б

неоднорідними на їх поверхні чи в об’ємі [2]. Це зумовлено, у першу чергу [3], умовами експлуатації такої деталі, собівартістю її виробництва та іншими чинниками. Проте [2–6], виготовлення ВДСВ традиційними методами (механічним з’єднанням, зварюванням, порошковою металургією, самопоширюваним високотемпературним синтезом, спаюванням, наплавленням, осаджуванням, напиленням, екструзією, термічною, хіміко-термічною й лазерною обробками тощо) – у цілому процес довготривалий та неекономічний.

Ливарне виробництво ВДСВ дозволяє уникнути вказаних недоліків [2]. Найперспективнішим методом виготовлення ВДСВ із мінімальними припусками на механічну обробку є ЛГМ-процес, оскільки головна особливість його – застосування моделі, яка не виймається перед заповненням ливарної форми (ЛФ) металом, визначає основні переваги цього технологічного процесу у порівнянні з іншими способами лиття [3].

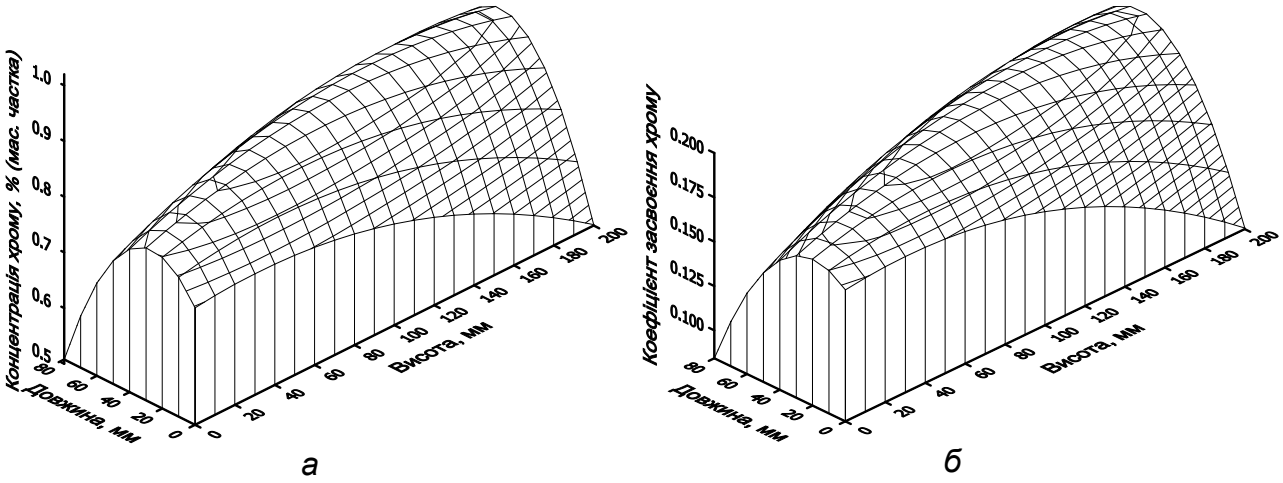
Крім того, модель, що газифікується (ГМ), можна отримувати у порожнині прес-форми із гранульованого модельного матеріалу, зазвичай [7], пінополістиролу. Ці обставини дозволили вводити до складу ГМ дисперсні присадки, і тим самим вирішити двоєдину задачу – здійснювати інокулювання матричного розплаву в «порожнині» ЛФ та проводити утилізацію пилоподібних відходів феросплавної галузі [2]. Ще однією перевагою даної технології є економія інокулятора за рахунок того, що легування матричного розплаву з використанням дисперсно-наповненої газмоделі (ДНГМ) не передбачає його витрати на елементи ливникової системи.

Виходячи із цих міркувань, була намічена мета даної НДР, яка полягала у визначенні ефективності процесу інокулювання рідкого металу в «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом при отриманні жаростійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ1 ДСТУ 8851:2019 за цією технологією. Оскільки [2, 3], одним із критеріїв оцінки ефективності легування вихідного чавуну з використанням ДНГМ є показники засвоєння легувального елемента (ЛЕ) матричним розплавом, то в процесі виконання даної НДР необхідно було визначити концентрацію *Cr* у піддослідному виливку та розрахувати коефіцієнт його засвоєння розплавом чавуну вихідного складу.

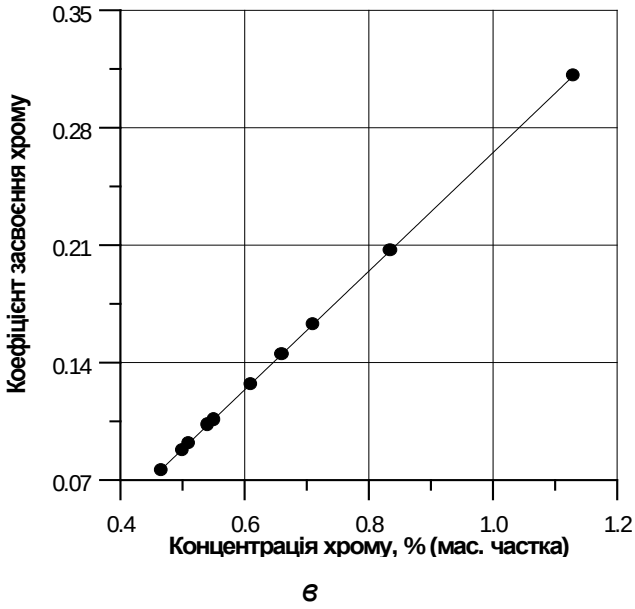
Легування розплаву вихідного чавуну здійснювалось дисперсним ферохромом марки ФХ650А ДСТУ ISO 4552-1:2010, імплантованим у «тіло» ГМ. Підготовка зазначеної лігатури до використання та її характеристика, як і всіх інших матеріалів, що застосовувалися при виконанні цієї НДР, достатньою мірою описані у науковій праці [8]. Методика виготовлення ДНГМ та ГМ контрольного виливка, а також

планування й постановка серії однофакторних експериментів висвітлені у тій самій публікації.

Методика визначення концентрації *Cr* в об'ємі піддослідного виливка описана у науковій праці [8], а коефіцієнт засвоєння цього ЛЕ рідким металом можна визначити завдяки застосуванню математичного співвідношення, наведеного далі за текстом:



а *б*



в

Рис. 1. Розподіл концентрації хрому в контрольній площині литого зразка із хромистого жа-ростійкого чавуну марки ЧХ1 ДСТУ 8851:2019 (*а*) та коефіцієнта його засвоєння розплавом сірого чавуну вихідного складу (*б*), а також вплив концентрації хрому в об'ємі піддослідного виливка на коефіцієнт його засвоєння (*в*) рідким металом

$$k_{[Cr]} = \frac{[Cr]_{ЧХ1} - 0{,}25}{2{,}8275}, \qquad (1)$$

де $[Cr]_{ЧХ1}$ – концентрація хрому в жаростійкому чавуні марки ЧХ1 після легування матричного розплаву дисперсним ферохромом марки ФХ650А, % (мас. частка).

Аналіз експериментальних даних [8] свідчить про те, що вміст даного ЛЕ у складі конструкційного матеріалу збільшується по мірі віддалення фігуративної точки від місця підведення рідкого металу до «порожнини» ЛФ. Графічна інтерпретація [рис. 1 (*а*)] результатів експерименту [8] показала, що на концентрацію *Cr* впливають довжина й висота піддослідного виливка. Це проявляється, насамперед, у тому, що вміст такого

ЛЕ як *Cr* у контрольній площині литого зразка змінюється в інтервалі від 0,465 % (мас. частка) до 1,130 % (мас. частка). Оскільки, концентрація *Cr* в жаростійкому *Cr*-чавуні марки ЧХ1 й коефіцієнт засвоєння цього ЛЕ рідким металом між собою зв'язані залежністю (1), то поверхня відгуку [рис. 1 (*б*)], яка відображає розподіл коефіцієнта засвоєння *Cr* матричним розплавом у контрольній площині литого зразка аналогічна за формою поверхні [див. рис. 1 (*а*)], що відображає зміну концентраційного поля *Cr* у контрольній площині піддослідного виливка. Коефіцієнт засвоєння *Cr* чавуном вихідного складу знаходиться в діапазоні від 0,076 до 0,311. Щодо співвідношення показників засвоєння *Cr* рідким металом між собою [рис. 1 (*в*)], то на інтервалі концентрацій *Cr* в жаростійкому *Cr*-чавуні марки ЧХ1 від 0,465 % (мас. частка) до 1,130 % (мас. частка) коефіцієнт засвоєння цього ЛЕ матричним розплавом зростає від 0,076 до 0,311, відповідно.

Математична обробка експериментальних даних, яка зводилася до апроксимації функціональних залежностей, заданих у табличні формі [8], дозволила вивести емпіричні рівняння, що наочно представлені нижче:

$$[Cr]_{ЧХ1} = 6{,}98048\cdot10^{-1} + 4{,}7633\cdot10^{-4}\cdot H_В - 7{,}58601\cdot10^{-6}\cdot H_В^2 + \\ + 2{,}89566\cdot10^{-5}\cdot H_В\cdot a_В + 4{,}97009\cdot10^{-3}\cdot a_В - 9{,}49666\cdot10^{-5}\cdot a_В^2, \quad (2)$$

$$k_{[Cr]} = 1{,}58402\cdot10^{-1} + 1{,}66727\cdot10^{-4}\cdot H_В - 2{,}66995\cdot10^{-6}\cdot H_В^2 + \\ + 1{,}02125\cdot10^{-5}\cdot H_В\cdot a_В + 8{,}74508\cdot10^{-4}\cdot a_В - 2{,}25097\cdot10^{-5}\cdot a_В^2, \quad (3)$$

$$k_{[Cr]} = 3{,}536\cdot10^{-1}\cdot[Cr]_{ЧХ1} - 8{,}84\cdot10^{-2}, \quad (4)$$

де $H_В$ й $a_В$ – висота й довжина литого зразка, відповідно, $\times10^{-3}$ м.

Величина достовірності апроксимації функціональних залежностей (2)…(4) наближено становить від 90 % до 100 %, тобто R^2 = 0,9…1,0.

Таким чином, внаслідок виконання завдання досліджень цієї НДР ми дійшли низки висновків, які дозволили визначитися нам у тому, що на показники засвоєння *Cr* матричним розплавом впливають геометричні розміри піддослідного виливка та місце підведення рідкого металу до «порожнини» ЛФ (координати живильника) – це по-перше, а по-друге: жаростійкий *Cr*-чавун марки ЧХ1, отриманий внаслідок легування рідкого металу ферохромом марки ФХ650А за допомогою ДНГМ, можна рекомендувати як повноцінний конструкційний матеріал у теплотехніці для виготовлення деталей машин і механізмів із жаростійкістю у повітряному середовищі до 773 К.

Список літератури

1. Найдек В. Л. Создание новых технологий и материалов на основе фундаментальных научных исследований. *Литейное производство.* 1991. № 3. С. 2–4.

2. Небожак І. А. Інокулювання ливарних сплавів з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується: дис. … канд. техн. наук: 05.16.04 / НАН Украї-ни. ФТІМС. Київ, 2024. 303 с.

3. Небожак І. А., Шинський О. Й., Шалевська І. А., Нарівський А. В. Дисперсійне зміцнення ливарних алюмінієвих і мідних сплавів інтерметалідом FeCr: монографія. Вінниця: Друкарня-видавництво «Твори», 2025. 256 с. ISBN 978-617-552-933-1.

4. Derev'yanko O. V., Nebozhak I. A., Istomina T. I. Manufacturing Of Composite Material Of Abrasives Composition – Metal Binder Using SPS-Technology. *Литво. Металургія. 2023:* тези доп. XIX Міжнар. наук.-практ. відеоконф. (10–12 жовт. 2023 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. докт. техн. наук, проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХПІ», 2023. С. 14–16. ISBN 978-966-488-169-9. DOI: https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2023.

5. Derev'yanko O. V., Nebozhak I. A. Sherwood's Criterion Is An Indicator For The Efficiency Of Interaction Processes Between Composite Mixture Components Under Electro-Thermal Action. *Литво. Металургія. 2024:* тези доп. XX Міжнар. наук.-практ. конф. (28–30 трав. 2024 р., м.м. Харків–Київ) / Під заг. ред. докт. техн. наук, проф. Пономаренко О.І. Харків: НТУ «ХПІ», 2024. С. 80–83. ISBN 978-617-05-0490-6. DOI: https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2024.

6. Дерев'янко О. В., Приставш М. С., Небожак І. А. Залежність властивостей матеріалу на основі Fe – Ti – C – B від параметрів ІПС. *Вісник ХНАДУ.* 2025. Вип. 111. С. 43–49. DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2025.111.0.43.

7. Шуляк В. С. Литьё по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург: НПО «Профессионал», 2007. 408 с.

8. Nebozhak I. A. Features of alloying cast iron with dispersed ferrochrome of the brand ФХ650А, implanted in the «body» of a gasifying model. *Metal and Casting of Ukraine.* Передано до друку.

УДК 669.11/15:621.74.045.072.2

І. Небожак[1], С. Клименко[1], О. Дерев'янко[2], І. Піонтковський[3]
[1]Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
[2]Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ
[3]ТОВ «НВП «Українська ливарна група», Бердичів
nebozhak@ukr.net

ЕФЕКТИВНІСТЬ ІНОКУЛЮВАННЯ ЛИВАРНИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ДИСПЕРСНО-НАПОВНЕНОЇ МОДЕЛІ, ЩО ГАЗИФІКУЄТЬСЯ

Найважливішою задачею ливарного виробництва на сьогоднішній день є розробка технології та постановка на потік процесу виготовлення виливків зі сталей і сплавів із мінімальними припусками на механічну обробку [1], що дозволить вітчизняному машинобудуванню створити новий клас надійної та довговічної техніки на основі новітніх матеріалозберігаючих екологічно чистих технологій [2]. Вітчизняний і зарубіжний досвід показує, що успішне вирішення цієї задачі в області ливарного виробництва досягається шляхом широкого використання прогресивних методів отримання моно- та багатошарових армованих виливків високої розмірної точності, зміцнених фізичними методами [1–9], до яких відносяться усі різновиди ЛГМ-процесу [1, 9, 10].

Головною особливістю ЛГМ-процесу та його перевагою є застосування моделі, яка не виймається перед заповненням ливарної форми (ЛФ) металом, тобто газмоделі (ГМ), визначає основні переваги цього технологічного процесу у порівнянні з іншими способами лиття [1, 5, 10]. Крім того, ГМ можна отримувати у порожнині пресформи із гранульованого модельного матеріалу, зазвичай [10], пінополістиролу [11]. Ці обставини дозволили вводити до складу ГМ дисперсні присадки і, таким чином, вирішити двоєдину задачу – здійснювати інокулювання матричного розплаву в «порожнині» ЛФ та проводити утилізацію пилоподібних відходів феросплавної галузі [1]. Ще однією перевагою технології, що розглядається, є економія інокулятора за рахунок того, що легування матричного розплаву з використанням дисперсно-наповненої газмоделі (ДНГМ) не передбачає його витрати на елементи ливникової системи.

Мета цієї НДР зводилася до того, щоб з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується (ДНГМ), отримати зразки ливарних сталей і сплавів та оцінити, у результаті, ефективність технологічного процесу, що застосовується. Оскільки [1, 2, 5], критеріями оцінки ефективності модифікування, мікролегування й легування мат-

ричного розплаву в «порожнині» ЛФ за ЛГМ-процесом є показники засвоєння інокулятора рідким металом, то необхідно було визначити концентрації *Si*, *Cu*, *Cr*, *V* й *Ti* у піддослідних виливках і розрахувати, при цьому, коефіцієнти засвоєння зазначених легувальних елементів (ЛЕ) й елементів-модифікаторів (ЕМ) матричним розплавом.

Підготовка сировини та матеріалів, які використовувались при виконанні завдання досліджень даної НДР, а також їх характеристика достатньою мірою описані в кандидатській дисертації Івана НЕБОЖАКА [1]. Крім того, методика виготовлення ДНГМ й ГМ контрольних виливків, планування та постановка серії факторних експериментів, графічна інтерпретація та математична обробка результатів проведених досліджень висвітлені ще й у наукових працях [5, 7, 9].

Коефіцієнти засвоєння ЕМ та / або ЛЕ рідким металом при виконанні цієї НДР були розраховані за допомогою формули, представленої нижче [12]:

$$k_{[E]} = \frac{[E]_1 - [E]_0}{C_E^{ГМ}}, \quad (1)$$

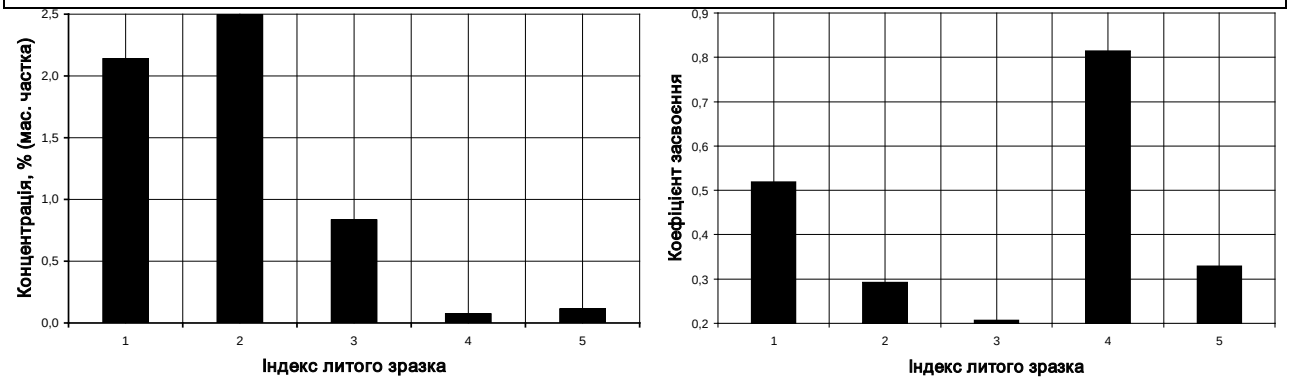
де $[E]_1$, $[E]_0$ – концентрації ЛЕ і / чи ЕМ у матричному розплаві після й до процесу його інокулювання, відповідно, % (мас. частка); $C_E^{ГМ}$ – вміст ЕМ та / або ЛЕ (від маси литого зразка) у дисперсно-наповненій газмоделі, % (мас. частка).

Крім графітизуючого модифікування структури сірих чавунів марок СЧ300 та СЧ250 дисперсним феросиліцієм марки ФС75 в процесі виконання даної НДР було здійснене додаткове легування чавунного розплаву конопатковим стабілізованим *Cu*-порошком марки ПМС-К, дисперсним ферохромом марки ФХ650А, комплексним сфероідизуючим модифікатором марки ФСМг7, а також мікролегування розплаву зносостійкої *Cr*-сталі марки 70ХЛ дисперсними феровanадієм марки ФВд40У0,75 й фероти-таном марки ФТи70С1 [1]. У результаті вдалося отримати піддослідні виливки із сірого чавуну марки СЧ200 з феритно-перлітною основою, жаростійкого *Cr*-чавуну марки ЧХ1, високоміцного чавуну марки ВЧ500-7, а також зносостійкої складнолегованої ста-лі марки 75ХФТЛ. Більше того, за цією ж технологією було одержано двовимірний ЛКМ системи [*СЧ300 – Ст3 – ЧХ3*], на чому акцентувати свою увагу наразі не будемо.

Концентрації *Si*, *Cu*, *Cr*, *V* й *Ti* в ливарних *Fe-C*-сплавах (сталях і чавунах) й коефіцієнти їх засвоєння матричним розплавом у табличній формі (табл. 1) наведені нижче. Для візуалізації показники засвоєння ЛЕ та ЕМ рідким металом наочно (рис. 1) представлені у вигляді стовпчастих гістограм.

Табл. 1. Показники засвоєння інокуляторів матричним розплавом

ФС75		ПМС-К		ФСМг7		ФХ650А		ФВд40У0,75		ФТи70С1	
$[Si]_м$	$k_{[Si]}$	$[Cu]_л$	$k_{[Cu]}$	$[Mg]_м$	$k_{[Mg]}$	$[Cr]_л$	$k_{[Cr]}$	$[V]_л$	$k_{[V]}$	$[Ti]_л$	$k_{[Ti]}$
2,140	0,519	2,495	0,292	–	–	0,835	0,207	0,075	0,815	0,115	0,329
Примітка: вміст дисперсного інокулятора в моделі, що газифікується, становить: ФС75 – 1,000 % (мас. частка); ПМС-К, ФСМг7, ФХ650А – 7,000 % (об. частка); ФВд40У0,75 – 0,250 % (мас. частка); ФТи70С1 – 0,350 % (мас. частка)											



а *б*

Рис. 1. Показники засвоєння елементів матричним розплавом із дисперсно-наповненої газмоделі [1]: *а* – концентрації елементів-модифікаторів і легу-вальних елементів, *б* – коефіцієнти засвоєння легувальних елементів та еле-ментів-модифікаторів; *1* – кремнію, *2* – міді, *3* – хрому, *4* – ванадію, *5* – титану

Аналіз експериментальних даних, здобутих при виконанні цієї НДР, дозволив з'ясувати які фактори визначають показники засвоєння ЕМ і / чи ЕМ рідким металом. Виявлені закономірності дали нам змогу дійти висновків, наведених далі за текстом:

а) коефіцієнт засвоєння ЕМ та / або ЛЕ матричним розплавом залежить не лише від концентрації цього елемента у литому зразку, але й від його вмісту в ДНГМ;

б) на показники засвоєння ЛЕ і / чи ЕМ рідким металом істотно впливають геометричні розміри піддослідного виливка та координати живильника;

в) концентрація ЕМ та / або ЛЕ й коефіцієнт його засвоєння матричним розплавом суттєво залежить від технологічних параметрів ЛГМ-процесу.

Список літератури

1. Небожак І. А. Інокулювання ливарних сплавів з використанням дисперсно-наповненої моделі, що газифікується: дис. … канд. техн. наук: 05.16.04 / НАН Украї-ни. ФТІМС. Київ, 2024. 303 с.

2. Небожак І. А., Дзевін Є. М., Дерев'янко О. В., Горбачов І. М. Границя короткочасної міцності двомірного ЛКМ системи [СЧ300 – Ст3 – ЧХ3], одержаного у «порожнині» ливарної форми за ЛГМ-процесом. *Нові матеріали і технології в машин обудуванні – 2025:* тези доп. XVII Міжнар. наук.-техн. конф. (25–26 вер. 2025 р., м. Київ) / під заг. ред. д.т.н., доц. Р.В. Лютого. Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2025. С. 379–384. ISSN 2524-0544. URL: https://foundry.kpi.ua/wp-content/uploads/2025/10/conferenziya_2025.pdf.

3. Dulska A., Studnicki A., Szajnar J. Reinforcing Cast Iron With Composite Insert. *Arch. Metall. Mater.* 2017. Vol. 62, No. 1. P. 355–357.

4. Калюжний П. Б., Слюсарев В. А., Калашник Д. О. Армування виливків за технологією лиття за моделями, що газифікуються. *Металознавство та обробка металів.* 2017. № 4. С. 48–53.

5. Небожак І. А., Шинський О. Й., Шалевська І. А., Нарівський А. В. Дисперсійне зміцнення ливарних алюмінієвих і мідних сплавів інтерметалідом FeCr: монографія. Вінниця: Друкарня-видавництво «Твори», 2025. 256 с. ISBN 978-617-552-933-1.

6. Takeshi Kobayashi, Toru Maruyama. Termal Decomposition Behavior Of Expandable Pattern Including Blended Metal Or Alloy Powder In Evaporative Pattern Casting Process Of Cast Iron. *Materials Transactions.* 2003. Vol. 44, No. 11. P. 2396–2403.

7. Ivan A. Nebozhak, Viktor G. Novytskyi, Oleg Y. Shinsky, Vladimir P. Gavrilyuk. Wear Rate Of Aluminum Alloys Reinforced By Means Of Dispersed Intermetallic Compound Fe–Cr Under Dry Friction. *Proceedings Of WTC2005 World Tribology Congress III:* Proceedings Of WTC2005 (September 12–16, 2005, Washington, D.C., USA). Washington: WTC2005-63062, 2005. P. 1–2. ISBN 0791842010, 978-079184201-0. URL: https://conferencetoolbox.org/wtc05.

8. Takeshi Kobayashi, Toru Maruyama. Termal Decomposition Behavior Of Expandable Pattern Including Blended Metal Or Metal Oxide Powder In Evaporative Pattern Casting Of Al–Si System Alloy. *Materials Transactions.* 2003. Vol. 44, No. 11. P. 2404–2409.

9. Jiang W., Fan Z. Novel technologies for the lost foam casting process. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2018. Vol. 13, No. 1. P. 37–47.

10. Шуляк В. С. Литьё по газифицируемым моделям. Санкт-Петербург: НПО «Профессионал», 2007. 408 с.

11. Павлов В. А. Пенополистирол. Москва: Химия, 1973. 240 с.

12. Вишнякова Л. П., Суменкова В. В. Взаимодействие металла и газифицируемой модели с металлическими имплантантами. *Пути возрождения литейного производства в Украине в начале нового тысячелетия:* труды междунар. науч.-тех. конгресса. Киев: НАН України. ФТІМС, 2001. С. 69–70.

УДК 621.74:669.715:620.186

А. М. Недужий
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
onmlptima@ukr.net

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ СТРУКТУРИ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ПРИ ІЗОТЕРМІЧНІЙ ВИТРИМЦІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7пч В РІДКО-ТВЕРДОМУ СТАНІ

В останні роки розроблено багато методів та способів одержання виливків з недендритною глобулярною структурою первинної фази із рідко-твердих алюмінієвих сплавів. Ці методи передбачають формування виливків з металевої суміші в кашоподібному стані, яка утворюється в результаті переведення певної кількості розплаву в дрібнодисперсні глобулярні кристали твердого розчину алюмінію. При цьому механізми утворення вказаної структури первинної фази є не повністю зрозумілими. На сьогоднішній день вважається, що така морфологія може формуватися в результаті множинного зародкоутворення на початку процесу кристалізації, з подальшим повільним охолодженням для попередження дендритного зростання і забезпечення сприятливих умов для глобуляризації кристалів твердого розчину алюмінію. Враховуючи припущення про велику кількість потенційних зародків в низькоперегрітому сплаві та ефективну здатність ізотермічної витримки до глобуляризації кристалів, метою роботи було встановити вплив температури заливки, температури ливарної форми та часу витримки алюмінієвого сплаву АК7пч в рідко-твердому стані на одержання виливків з глобулярною структурою первинної фази.

Ізотермічну витримку досліджуваного сплаву в рідко-твердому стані проводили в термостаті – печі опору з чавунним тиглем, в якому було попередньо розплавлено алюмінієвий сплав АК12. Температуру ізотермічної витримки досліджуваного сплаву прийняли рівною 585 ± 3 °С. Це відповідало кількості твердої фази в сплаві приблизно 45 %. Як вхідні технологічні фактори прийняли: температуру заливки сплаву;

температуру ливарної форми та час ізотермічної витримки сплаву в рідко-твердому стані. Також, в декількох випадках дослідні форми заливали із застосуванням сталевого жолоба товщиною близько 0,6 мм. Для контролю температури під час ізотермічної витримки сплаву, попередньо, перед заливкою розплаву в форми, в їх центрі розташовували хромель-алюмелеві термопари з діаметром дроту 0,3 мм. Вільні кінці термопар підключали до аналого-цифрового перетворювача NI USB-9162 National Instruments (Угорщина), який в свою чергу підключали до персонального комп'ютера (ноутбук Samsung). Після розплавлення сплаву поверхню металу очищали від шлаку. Заливальним ковшем із тигля печі відбирали задану кількість розплаву для заливки в ливарні форми. В ковші попередньо встановлювали і закріплювали вказану термопару для контролю температури заливки сплаву. Заливальний ківш фарбували всередині і зовні спеціальною протипригарною фарбою. Заливку розплаву проводили в дві різні сталеві форми. Перша форма мала наступні геометричні розміри, мм: верхній внутрішній діаметр – 50; нижній внутрішній діаметр – 40; глибина порожнини форми – 80; товщина стінки – 5. Порожнина другої форми являла собою два стандартні зразки для випробування на розрив довжиною 100 мм та діаметром 10 мм. Далі, із одержаних виливків вирізали темплети та виготовляли шліфи для проведення металографічних досліджень. Металографічні дослідження проводили на оптичних мікроскопах МІМ-7 та МІМ-8М з використанням цифрової камери DCM130, яка дозволяла виводити зображення мікроструктури сплаву на екран персонального комп'ютера (ноутбук). Мікроструктуру сплаву досліджували в центральній частині виливка, на відстані ½ радіусу від центру та в приповерхневій зоні виливка.

Після аналізу одержаних результатів було встановлено, що при заливці досліджуваного сплаву від температури заливки 620 – 623 °С в першу форму, нагріту до температури 585 ± 3 °С, після ізотермічної витримки протягом 120 хвилин, одержали виливок з крупною округлою структурою первинної фази з середнім розміром глобулярних кристалів 285 мкм. Необхідно відзначити, що при цьому в структурі сплаву спостерігали також окремі кристали твердого розчину алюмінію розміром 400 – 450 мкм. Після заливки сплаву при температурі заливки 620 ± 1 °С в аналогічну форму кімнатної температури та витримки протягом 60 хвилин, одержали виливок з глобулярною структурою первинної алюмінієвої фази з розміром кристалів 92 – 160 мкм. При заливці сплаву від температури заливки 620 – 623 °С в другу форму, нагріту до температури 600 ± 3 °С, подальшій ізотермічній витримці сплаву на протязі 60 – 80 с, одержали виливок з округлою дрібнокристалічною структурою первинної фази з розміром кристалів 65 – 108 мкм.

Таким чином, ізотермічна витримка в рідко-твердому стані дозволяє одержувати виливки із алюмінієвого сплаву АК7пч з недендритною глобулярною структурою первинної фази з розміром глобулярних кристалів від 65 до 400 мкм. Одержані результати можливо пояснити тим, що найбільш ймовірно при ізотермічній витримці досліджуваного сплаву в рідко-твердому стані відбуваються процеси коалесценції та Оствальдівського дозрівання. Вказані процеси напевно сприяють глобуляризації кристалів первинної твердої фази в сплаві.

УДК 621.74:669.715:620.186

А. М. Недужий, А. Г. Вернидуб
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
onmlptima@ukr.net

ДОСЛІДЖЕННЯ ФОРМОЗАПОВНЮВАНОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК7ч В ПРОЦЕСІ ТИКСОЛИТТЯ

Тиксолиття та тиксоштампування на сьогоднішній день є прогресивними та ефективними способами одержання якісної литої металопродукції з недендритною глобулярною структурою первинної фази із частково закристалізованих алюмінієвих сплавів з підвищеними механічними властивостями. Кількість твердої фази у вихідних заготівках для використання у вказаних способах зазвичай становить від 40 до 90 %, в залежності від особливостей конкретного технологічного процесу. Процес тиксолиття сплаву з використанням заготівок з різною вихідною структурою первинної фази досліджували на установці лиття під тиском з вертикальною камерою пресування. Заготівки для дослідження процесу тиксолиття, з середнім діаметром близько 45 мм, нагрівали до твердо-рідкого стану двоступінчастим режимом нагрівання в муфельній печі опору. Для контролю температури нагрівання заготівок до твердо-рідкого стану використовували хромель-алюмелеві термопари з діаметром дроту 0,3 мм. При досягненні необхідної температури твердо-рідкої заготівки, її за допомогою обтискних кліщів транспортували до прес-форми установки лиття під тиском. Після закладання твердо-рідкої заготівки в камеру пресування установки, здійснювали процес тиксолиття.

В роботі проведені дослідження способу тиксолиття алюмінієвого сплаву АК7ч з використанням заготівок з різною вихідною структурою (дендритною і недендритною

– розеткоподібною та глобулярною) твердого розчину алюмінію. Після проведення експериментальних досліджень були одержані наступні результати. Встановлено, що використання заготівок з попередньо підготовленою розеткоподібною структурою фази α-Al в процесі тиксолиття забезпечує формування глобулярної структури у фасонних виливках із вказаного сплаву. При цьому розмір глобулярних кристалів в одержаних фасонних виливках становить 80 – 100 мкм, а глобулярна структура є однорідною та рівномірно розосередженою по всьому перетину зразків. Встановлено також, що використання в процесі тиксолиття заготівок з підготовленою глобулярною структурою первинної алюмінієвої фази не приводить до зміни структури фасонного виливка при певному збільшенні розміру глобулярних кристалів у виливку. Показано, що при використанні в процесі лиття заготівок з попередньо підготовленою дендритною структурою фази α-Al з різною величиною дендритних кристалів, структура виливків у всіх випадках залишалася дендритною. При цьому в структурі одержаних фасонних виливків спостерігали також певну кількість дендритів, які були підплавлені, деформовані та викривлені. Після проведення досліджень процесу тиксолиття з використанням заготівок з різною вихідною структурою первинної фази одержували фасонний виливок, який являв собою зразок для проведення механічних випробувань з надливною частиною у вигляді прес-залишку, нижнього диску з двома промивниками та облою.

Відомо, що на виливках із алюмінієвих сплавів, які одержують на машинах лиття під тиском, зазвичай, утворюється певна кількість облою. В ході проведення експериментальних досліджень процесу тиксолиття зафіксували, що використання заготівок з попередньо підготовленою недендритною (розеткоподібною та глобулярною) структурою первинної фази, сприяє одержанню фасонних виливків з більшою площею облою на них, ніж при використанні заготівок з вихідною дендритною структурою фази α-Al. Площу облою на одержаних фасонних виливках визначали з використанням міліметрового паперу. Після визначення площі облою на одержаних виливках, його відокремлювали від них і зважували. Зафіксували також, що вага відокремленого облою від фасонних виливків, одержаних з використанням заготівок з вихідною недендритною (розеткоподібною та глобулярною) структурою первинної фази була більшою, ніж вага облою від виливків, одержаних з використанням заготівок з дендритною структурою твердого розчину алюмінію. Площа облою на одержаних фасонних виливках характеризувала величину формозаповнюваності досліджуваного твердо-рідкого сплаву в процесі тиксолиття.

Після проведення експериментальних досліджень було встановлено, що використання в процесі тиксолиття заготівок з попередньо підготовленою недендритною (розеткоподібною та глобулярною) структурою первинної фази сприяє більшій формозаповнюваності алюмінієвого сплаву АК7ч, ніж при використанні заготівок з вихідною дендритною структурою алюмінієвого твердого розчину. Найбільш ймовірно, що більші значення формозаповнюваності досліджуваного сплаву при тиксолитті з використанням заготівок з вихідною розеткоподібною та глобулярною структурою первинної фази пов'язані з тим, що такі структури володіють ефектом тиксотропії на відміну від дендритної структури. Таким чином, величина формозаповнюваності твердо-рідкого сплаву при тиксолитті є важливою характеристикою для одержання якісних виливків. Окрім інших факторів, вона, зокрема, залежить від вихідної структури первинної фази в твердо-рідких заготівках для процесу тиксолиття. Одержані в цих дослідженнях результати узгоджуються з роботою [1], в якій, зокрема, відзначено, що у випадку твердо-рідкого металу рідкоплинність залежить від глобулярної структури сплаву.

Список літератури

1. Юрко Д., Бони Р. Производство отливок высокого качества литьем под давлением по технологии SSRTM. *Литейное производство*. 2006. № 8. С. 15 – 17.

УДК 669.131.7:539.216

О. П. Нестерук, В. Б. Бубликов, Ю. Д. Бачинський, Н. П. Моісеєва, С. М. Медвідь

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

otdel.vch@gmail.com

ІНТЕНСИФІКУВАННЯ ПРОЦЕСУ МОДИФІКУВАННЯ ЧАВУНУ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ

Сучасний розвиток технологій виробництва високоміцного чавуну пов'язаний із необхідністю забезпечення стабільного структуроутворення та прогнозованого рівня механічних і експлуатаційних властивостей виливків, особливо для виробів відповідального та спеціального призначення. Ключову роль у цьому відіграють процеси модифікування Fe–C–Si розплавів, які визначають механізми зародження та

росту графіту, а також формування матричної структури. Аналіз сучасних досліджень показує, що підвищення ефективності модифікування Fe–C–Si розплавів досягається за рахунок інтенсифікування процесів зародження евтектики, стабілізування сфероїдального графіту та зниження втрати ефекту модифікування [1]. Модифікування у ливарній формі розглядається як високоефективний інструмент керування процесами кристалізування та структуроутворення високоміцного чавуну, однак потребує точного контролю технологічних параметрів для запобігання дефектам і забезпечення стабільних властивостей виливків. Ефективність модифікування значною мірою обмежується умовами міжфазної взаємодії «розплав–модифікатор», зокрема інтенсивністю тепломасообміну, кінетикою розчинення лігатур та гідродинамікою потоку. Використання протокових реакторів, зокрема відцентрового типу, у яких створюється рідко-тверде рухоме середовище з інтенсивним перемішуванням фаз забезпечує покращення умов розчинення модифікатора, підвищення ступеня засвоєння магнію та зменшення чутливості процесу до гранулометричного складу лігатури. Водночас питання кількісної оцінки впливу технологічних параметрів (витрати модифікатора, фракційного складу, температури заливки, геометрії реактора) на ефективність модифікування та формування структури і властивостей високоміцного чавуну потребують подальшого дослідження.

Метою роботи було підвищення ефективності процесу модифікування чавунного розплаву в ливарній формі шляхом інтенсифікування тепломасообміну у протоковому реакторі та порівняльне дослідження впливу технологічних параметрів на ступінь переходу магнію з магнієвої лігатури ФСМг6 в метал виливків та механічні властивості отримуваного високоміцного чавуну.

Витрата значно впливає на масову частку магнію в металі виливків. При невеликій витраті лігатури ФСМг6 (0,6 %) масова частка магнію у виливках відрізняється незначно (табл. 1). Зі збільшенням витрати лігатури з 0,6 % до 1,2 % при модифікуванні в прямотоковому реакторі масова частка магнію збільшується з 0,025 % до 0,038 %, при використанні відцентрового реактора приріст є більш інтенсивним – у ~1,5 рази більше, що свідчить про вищу ефективність засвоєння магнію.

Таблиця 1 – Вплив витрати магнієвої лігатури ФСМг6 на масову частку магнію в металі виливків при модифікуванні у прямотоковому та відцентровому реакторах

Тип реактора	Масова частка Mg (у %) залежно від витрати ФСМг6, %			
	0,6	0,8	1,0	1,2

Прямотоковий	0,025	0,029	0,033	0,038
Відцентровий	0,027	0,040	0,050	0,055

При модифікуванні у відцентровому реакторі полідисперсними (1...10 мм або 15...20 мм) фракціями лігатури ФСМг6 зі збільшенням витрати лігатури до 1,2 % масова частка магнію збільшується в 1,8 рази для фракції 1...10 мм і в 2,2 рази для фракції 15…20 мм. Інтенсивне перемішування, що створюється в відцентровому реакторі, сприяє вирівнюванню температур і концентрацій в об'ємі реактора та прискорює перебіг тепломасообмінних процесів, що робить процес модифікування менш чутливим до фракційного складу. Як наслідок, дозволяє ефективно застосовувати ще ширшу за розміром частинок фракцію 1...20 мм.

Встановлено, що застосування відцентрових протокових реакторів забезпечує інтенсифікування процесів тепломасообміну за рахунок формування рідко-твердого рухомого середовища, що сприяє підвищенню ступеня засвоєння магнію з лігатури на 30–50 % і більше, порівняно з прямотоковими реакторами. Показано, що збільшення витрати лігатури ФСМг6 до 1,2 % за умов вискористання відцентрового реактору дозволяє досягти підвищення масової частки магнію в металі виливків у 1,5 рази, тоді як у прямотоковому реакторі цей ефект є менш вираженим.

На основі результатів [3], отриманих під час дослідження гідродинаміки та тепломасообміну процесу модифікування у ливарній формі, розроблено параметри високоефективної ресурсозберігаючої технології виробництва виливків із високоміцного чавуну, що забезпечує суттєві переваги, порівняно з традиційними технологіями, заснованими на методі модифікування у ковші:

- витрата магнієвих лігатур знижується у 2–2,5 рази;
- радикально покращується екологічна ситуація завдяки відсутності піроефекту та виділення диму з оксиду магнію;
- усувається проблема втрати ефекту модифікування;
- суттєво покращуються умови отримання тонкостінних виливків без відбілу;
- зменшується об’ємна усадка високоміцного чавуну, що сприяє підвищенню виходу придатного литва;
- збільшується кількість фериту в металевій основі та підвищується пластичність високоміцного чавуну у литому стані.

Економічний ефект від впровадження розроблених технологій досягається за рахунок зниження витрати магнієвої лігатури, підвищення виходу придатного литва,

покращення якості, усунення операції енергоємного графітизувального відпалу, покращення оброблюваності різанням та підвищення ресурсу роботи виробів.

Отримані результати розширюють уявлення про механізми взаємодії фаз у процесі модифікування в ливарній формі та створюють передумови для розроблення ефективних технологій виробництва високоміцного чавуну з прогнозованими властивостями для виробів спеціального призначення.

Список літератури

1. Popelar P., Lacaze J. (2025) Effect of spheroidization and inoculation on the early solidification steps of hypereutectic cast irons. *International Journal of Metalcasting*, Vol. 19, pp. 1935–1949. https://doi.org/10.1007/s40962-024-01434-1

2. Franzen D., Weiß K., Gundlach J. *et al.* (2020) Application of surface layer inoculation processes to solid solution-strengthened ductile cast iron. *International Journal of Metalcasting*, Vol. 14, pp. 1041–1051. https://doi.org/10.1007/s40962-020-00406-5

3. Бубликов В. Б., Бачинский Ю. Д. Высокопрочный чугун: прогресс технологий, повышение свойств. *Металл и литье Украины*. 2018, №7-8, с. 7-13.

УДК 621.74

Д. А. Ніколаєв

Національний технічний університет

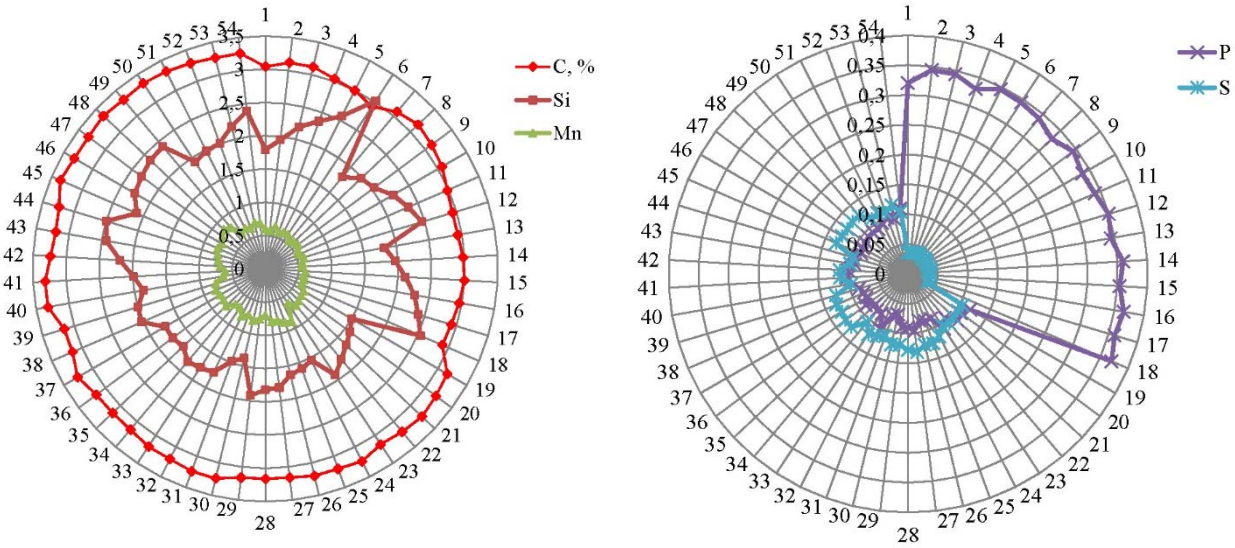
«Харківський політехнічний інститут», Харків

ВИЯВЛЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЧАВУНУ ВАГРАНОЧНОЇ ПЛАВКИ ДЛЯ ПОДАЛЬШОГО АУДИТУ В ДУПЛЕКС-ПРОЦЕСАХ ЗА НЕВИЗНАЧЕНОСТІ ЯКОСТІ ШИХТИ

Ефективність функціонування технологічних систем процесів плавки залежить від якості шихти. В разі невизначеності з якістю шихтових матеріалів складно, а іноді неможливо, забезпечити якість чавуну для виливків машинобудування. За таких умов рішення може бути знайдене лише використанням дуплекс-процесів. Первинною піччю в таких процесах може бути вагранка, і в такому випадку хімічний склад чавуну, що видається з вагранки у вторинну піч має бути якнайближче до заданого хімічного складу чавуну, що заливається у форми. Задля визначення такої можливості

необхідно мати відомі дані промислових плавок, спеціальною обробкою яких можна отримати інформацію, яка дозволить оцінити реальну якість шихти, наявність спадковості шихтових матеріалів та обрати технологічні режими плавки. В такому напрямку були проведені дослідження, присвячені систематизації даних щодо параметрів плавки моно- та дуплекс процесами з використанням вагранок [1]. Це дозволило визначити змінні процесу плавки, які були розподілені по трьох рівнях: рівень керуючих параметрів, рівень внутрішніх параметрів, рівень параметрів, що відображають показники якості, та зв'язки між ними. На підставі такої систематизації було побудовано інформаційний профіль вагранки, що відображає змінні процесу плавки та зв'язки між усіма параметрами на трьох рівнях для подальшого моделювання з метою керування процесами плавки. Отримані структурні зв'язки в загальному вигляді відображають будь-який з параметрів, що характеризують показники якості процесу плавки. Вони можуть розглядатися як функція керуючих параметрів, які, в свою чергу, впливають на внутрішні параметри системи через керуючу дію. Процес керування через дію керуючих параметрів забезпечується фізико-хімічними процесами, що протікають в процесі плавки.

Але задля можливості виявлення факторів невизначеності в процесі вагранночної плавки необхідно мати реальні дані по серійним плавкам стосовно хімічного аналізу чавуну та по його властивостям, насамперед межі міцності та твердості. Для отримання первинної інформації по вхідних змінних було систематизовано ретроспективні дані [2] по хімічному складу чавуну вагранночної плавки для серії 3 плавок: Si+C=(4.86-5.74), Si+C=(4.62-5.19), Si+C=(4.86-5.74) (рис. 1)



а б

Рис. 1 – Діаграми хімічного складу чавуну вагранночної плавки:

а – хімічний склад чавуну вагранoчної плавки (C, Si, Mn), %, б – хімічний склад чавуну вагранoчної плавки (P, S), %

Результати, представлені на рис. 1, формують вибірку вхідних змінних для побудови надійних математичних моделей типу «склад – властивості», які дозволяли б із заданою довірчою ймовірністю прогнозувати, чи забезпечують дані умови плавки на даній шихті вимоги якості чавуну. Виходячи з даних хімічного аналізу та відомих знань напрямів впливу кожного хімічного елементу на межу σ_b та НВ чавуну, за вхідні змінні для подальшого моделювання можуть бути обрані вміст вуглецю та сумісний вплив Si, Mn, S, P, що зміщують положення евтектичної точки на діаграмі Fe-C.

Список літератури

1. 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

2. Немировський Р. Г. Дослідження та розробка технології виплавки чавуну перлітного класу для виготовлення тонкостінних виливків без відбілу / Р. Г. Немировський, С. Г. Пелих, А.Н. Бутков // Звіт кафедри ливарного виробництва з НДР В-2801. – 1969. – 98 с.

UDC: 669.15'26'3-194-14:539.375.6

V. G. Novytskyi[1], Yu. G. Kvasnytska[1], V. L. Lakhnenko[1], V. V. Tykhonovych[2], I. A. Nebozhak[1], N. V. Kiryakova[1] I. V. Oleksenko[1]

[1]Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, Kyiv

[2]G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the NAS of Ukraine, Kyiv

v_novytskyy@ukr.net

DEVELOPMENT OF CAST Fe-Cr-C ALLOYS FOR SLIDING FRICTION

The research and development of new materials are of strategic importance for most industrial nations [1]. Improving the reliability and durability of machinery is closely linked to both the enhancement of wear-resistant materials and their manufacturing technologies. Proper material selection and the determination of operating conditions that promote selective transfer are essential for reducing wear in metal-to-metal contacts. The selective transfer arising from chemical and physical-chemical processes on the friction surfaces

favours the wear autocompensation and this way leads to wear minimization. The stable indication of the selective transfer is a formation of a protective metal film depending on initial lubricating medium with different ability to wear decrease. One of the methods to obtain the thin plastic interlayer in contact zone is the application of lubrication containing a powder of film-forming metal (bronze, brass) [2]. This plastic interlayer, where the diffusion-vacancy shear mechanism is realized, protected the friction surfaces against intensive wear. However, in a number of cases the application of these lubrications is not possible because of the constructive considerations and the wear conditions of the friction units. In this case, the direct alloying of alloys by elements able to form the protective metal film in contact zone is of an interest. Copper added over its solubility limit in the Fe-Cr-C alloys can serve as such an element. It leads to appearance of the phase with high content of copper (ε-phase). Unfortunately the manufacture of those cast alloys is combined with some technological difficulties due to insufficient investigation of the Fe-Cr-Cu-C alloys in liquid and solid states.

The copper alloying of the Fe-C alloys has been applied to practice for a long time [1]. Over the last years, the copper draws attention as alloying element raising technological and service properties of wear resistance steels and cast irons [3, 4].

Three alloys were investigated: a base alloy containing 1.3 wt.% C and 15.3 wt.% Cr (No. 1), and two additional alloys modified with 10 wt.% Cu and either 0.3 wt.% Ti (No. 2) or 0.3 wt.% V (No. 3). To determine the initial data for the melting technology elaboration of experimental Fe-Cr-Cu-C alloys, the critical points of alloys were fixed. They were determined with the help of γ-absorption method allowing to fix the density of alloys in range between 20 and 1700^0C [5, 6]. The slackening of the γ-radiation current depends on the density of examined alloys. The measuring of the alloys density was 0,022 g/cm^3 accuracy.

The alloys studied were prepared by melting in 2-kg capacity high-frequency induction furnace. Each melt was tapped in to dry sand moulds. The specimens were examined with optical microscope.

Tribological tests were conducted using a block-on-ring configuration (specimen on counterbody). The counterbody was made of steel (0.23 wt.% C, ~ 13.0 wt.% Cr) with a hardness of 38–40 HRC. Tests were performed under dry (air), boundary (water), and lubricated (I-20A oil) conditions. Testing parameters included a sliding velocity of 1 m/s and a pressure of 5 MPa. The wear rate (Ig) was calculated as the mass loss (g) per unit of sliding distance (km).

The density measuring of alloys by melting and solidification allowed to determine the temperature of liquidus, solidus, and homogenization of studied alloys. The density

polyterms of No. 1 and No. 2 alloys are shown in Fig. 1. One of polyterm branch relates to the stable condition of melt (cooling polyterm), the other relates to metastable condition (heating polyterm) [6].

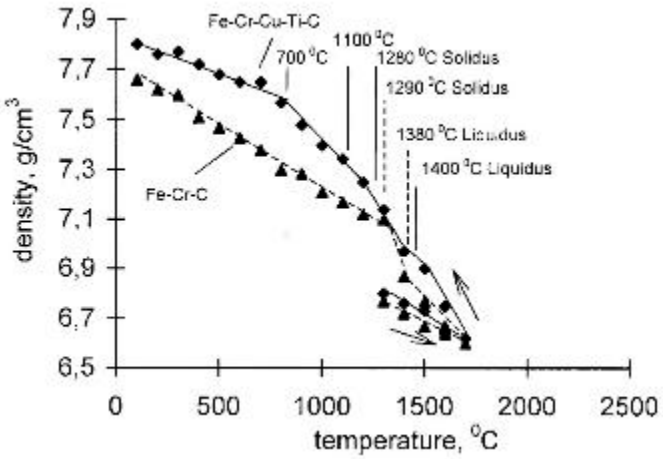


Fig. 1 – Density-temperature curves for the alloys**.**

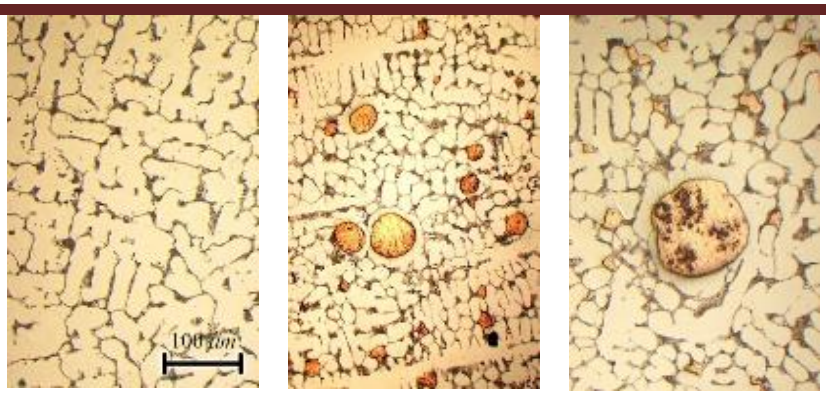
The transition temperature of alloys from the metastable to stable condition is the homogenization temperature of melts. This point of polyterm branching shows the hysteresis of properties. The analysis of heating polyterm curves (Fig.1) indicates different density of studied alloys. The density of melt 2 is more than density of melt 1, which is attributed by copper content in alloy No. 2. The density of studied alloys is increased as the result of homogenization process. The comparative analysis of density curves dependency on a temperature (by cooling) shows some difference between the curves. The curve (alloy without copper) has only one sharp inflection in temperature interval ($T_{liquidus}$=1380 ^{0}C and $T_{solidus}$=1290 ^{0}C). The curves of alloy No. 2 does not have the sharp inflection in the temperature interval ($T_{liquidus}$=1400 ^{0}C and $T_{solidus}$=1280 ^{0}C); however, it has 2 extremes: one extreme at 1050-1100 ^{0}C and the other at 700 ^{0}C.

The first extreme shows the final solidification of precipitates with high copper content (ε-phase). The second extreme shows the ε-phase precipitation out of α-solid solution. Copper has a little effect on the liquidus and solidus temperatures, which are found in the range of 1380-1400 ^{0}C and 1280-1290 ^{0}C, and on homogenization temperature, which is 1650 ^{0}C for studied alloys. The determination of liquidus, solidus temperatures and the date work [6] gave an opportunity to determine a termo-time processing (TTP) conditions of alloy 2. The melt was overheated above liquidus curve by 250-280 ^{0}C, but not less than homogenization temperature. The melt held at this temperature leads to the change in its short-range order structure of the parent composition and of complex similar to carbides.

The changes of the complex similar to carbides due to TTP and transition of some carbon as well as weak carbide-forming elements into parent composition favour the decrease of statistic mean distance between the atoms and as a result leads to melt parking which is reflected on the density polyterms (cooling polyterms). After the melt was held at homogenization temperature copper and modifier element were added to cooling. Then the melt was deoxidized by silico-calcium in the range 0.2 wt.% of total furnace charge. The casting was made at the temperature above liquidus curve by 80-100 ^{0}C. To regulate a distribution and dimensions of ε-phase precipitations, the alloys were modified by the use of titanium or vanadium.

Titanium generates high-temperature carbides and carbonitrides that act as Type I modifiers. The modification effect of titanium is enhanced by the structural isomorphism between titanium carbides and the ε-phase. In this case, ε-phase crystallization occurs on pre-existing substrates under the most energetically favorable conditions. Furthermore, high-temperature titanium carbide acts as a primary phase during solidification, creating surrounding liquid zones with lower carbon content. Due to the fact that copper hardly interacts with carbon, it accumulates in these volumes, promoting liquid solution separation. The greater the number of low-carbon microvolumes in the melt, the more crystallization centers of the ε-phase will be formed. These microvolumes facilitate both the minimization of ε-phase size and an increase in its quantity. It is assumed that eutectic carbides, surrounded by low-carbon zones, will exert a similar influence on the ε-phase. The crystallization of such alloys is developed by eutectic transformation scheme and it will be completed with crystallization of eutectic and ε-phase. Vanadium added into alloy up to 2.0 wt% dissolved in metallic matrix and eutectic carbides exerts modification effect on the size of austenite grains and carbides; consequently, on the size and quantity of the ε-phase.

Doping the Fe-Cr-Cu-C alloy (Fig. 2, 1) with approximately 0.3 wt.% titanium affects its structure, causing the ε-phase within austenite grains to form spherical precipitates (Fig. 2, 2). The ε-phase around eutectic carbides has an unspecified nature; however often repeating the eutectic carbides form. Doping the Fe-Cr-Cu-C alloy with approximately 0.3 wt.% vanadium has an effect similar to that of titanium. However, the ε-phase particles precipitated within the austenite grains are larger than those obtained through titanium alloying (Fig. 2, 3).



1 2 3

Fig. 2 – Micrographs of the studied Fe-Cr-C (No. 1), Fe-Cr-Cu-Ti-C (No. 2), and Fe-Cr-Cu-V-C (No. 3) alloys.

The results of wear tests of studied alloys under different friction conditions are shown in Fig.4. It is observed that the wear rate of the alloy (No. 2) containing copper under dry friction is decreased by 2.8 times than that of the alloy (No. 1) without copper. The coefficient of friction of alloy 2 is decreased by 1.2 times.

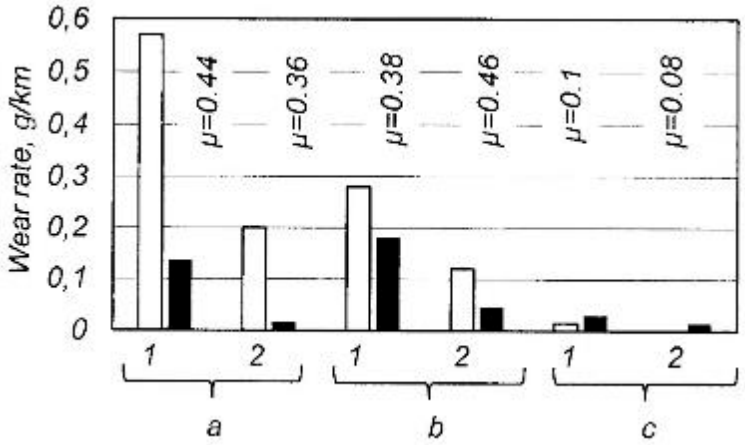


Fig. 3 – Wear rates of the studied Fe-Cr-C (1) and Fe-Cr-Cu-C-Ti (2) alloys in: (a) air; (b) water; (c) oil. □ – specimen, ■ – counterbody.

Spectral analysis of the counterbody showed a Cu content of over 2.0 wt.%. In this case, the transfer of Cu from the specimen to the counterbody leads to a reduction in wear, in accordance with the positive gradient rule [7].

The positive effect of copper is shown under boundary friction when the film with the thickness up to several molecules takes place in contact zone. This film may be interrupted under friction conditions. The wear rate of the specimen is decreased by 2.3 times but the friction coefficient is increased by 1.2 times. There is up to 3.0 wt.% copper on the counterbody surface that caused the wear decrease of the specimen.

Under the lubricated condition, the interrupted lubrication layer is formed between contact surfaces. In spite of the fact that the kinematic viscosity of lubrication exerts

considerable influence on the wear, the antifriction properties of metal-to-metal still are shown. The copper transfer from alloy (No. 2) to the counterbody surface is up to 0.05 wt.%. In this case the wear of the specimen isn't fixed, meanwhile the wear of counterbody decreases by 2 times. 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.

References

1. Le May, I., & Schetky, L. McDonald. (1982). Copper in iron and steel. New York: Wiley.

2. Bushe, N. A., Mudrenko, G. A., & Marisova, T. F. Composite materials with a soft metal components // Trenie i iznos. – 1982. – 3(3), 396-400.

3. Novytskyy V. G. et al. Effect of initial structure of cast composites Fe-Cr-Cu-C-(Me) on the formation of near-surface structure under dry and boundary friction // Proceedings of World Tribology Congress 3. Volume I, 2005, Washington, D.C., 15-16.

4. Tykhonovych V. V., Grypachevskyi O. M., Novytskyi V. G. Effect of copper on formation of wear-resistant ultradispersed and nanostructured surface layers of friction of chromium steel // Metallofizica i Noveishie Tekhnologii. – 2021. – 43(7), 853-886.

5. Kazachkov S. P.,Kochegura N. M., Markovskiy E. A. Investigation of the density of metals and alloys in the solid-liquid state using radioactive isotopes // Liteynye splavy, Kyiv, 1973, 223-226.

6. Kochegura N. M., Markovskiy E. A. New technologies for high-quality components made of heat-resistant alloys // Foundry, 1992, 9, 14-16.

7. Kragel'skii I. V., Dobychin M. N., Kombalov V. S. Friction and Wear: Calculation Methods. Oxford, Pergamon Press, 1982. 464 p.

УДК 621.74.047:621.771:669.3:621.745.56:538.4

О. В. Ноговіцин, В. О. Середенко, О. В. Середенко, Д. О. Дереча
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
mhdptima@gmail.com

ДІЯ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ І ПОСТІЙНОГО МАГНІТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ ВКРАПЛЕНЬ СУСПЕНЗІЇ В СПЛАВІ СИСТЕМИ Cu-Fe

Сплави системи Cu-Fe є перспективними матеріалами для сучасної техніки через поєднання високої пластичності, тепло- і електровідності, змащувальних властивостей мідної основи та твердості, міцності, феромагнетизму й низької вартості заліза, що утворює вкраплення в основі сплаву [1]. Особливістю даної металевої системи є тенденція до незмішування рідких компонентів, яка при певних спеціальних умовах трансформується у повне незмішування рідких фаз. Розвиток технологічних процесів по формуванню литих структур заготовок зі сплавів системи Cu-Fe відбувається за двома напрямками: 1) отримання емульсованих структур при додаванні спеціальних легуючих компонентів та спеціальних засобах лиття; 2) отримання суспензованих структур, як у спеціальних, так і звичайних засобах лиття. Традиційним трендом підвищення властивостей сплавів системи Cu-Fe є подрібнення вкраплень на базі заліза у мідній основі. З сучасної точки зору резервом впливу на характеристики матеріалу є керування структурою самих вкраплень заліза для їх зміцнення [2]. Але на даному етапі основна увага дослідницьких груп напрямлена на вивчення емульсованих вкраплень, де через незмішування компонентів в середині емульсованої фази більш твердого заліза, що зміцнює основу сплаву, утворюються дрібніші вкраплення зворотної емульсії з м'якішої міді. При цьому розмір зміцнюючої фази визначається розміром вкраплення прямої емульсії, а її властивості, тим, що кількість міді в твердому розчині заліза знижується [2]. Структура суспензованих вкраплень, які представляють собою дендрити заліза, на даний час вивчена недостатньо.

Згідно рівноважної діаграми стану розчинність міді в залізній фазі максимальна при 1200°С – 9 % мас. По даним вимірювання її вмісту в дендритах заліза литих сплавів, отриманих при значно менших температурах, це значення сягає 11 – 22 % мас. [3]. Це пов'язано з ефектом захвату матричного розплаву при рості дендриту [4]. На фотографіях структур сплавів в ряді робіт відображається неоднорідна структура дендритів заліза, як цілісних, так і фрагментованих (наприклад [4, 5]), але ці особливості авторами не коментуються. Існують дані, що під впливом сильного

магнітного поля межа плинності сплаву міді з залізом зросла до 40 % [6]. Автори не розглядали цей ефект з точки зору структури вкраплень, які в сильному магнітному полі навіть збільшились в порівнянні з вихідним металом але на фото видно, що після деформації і термічної обробки в середині вкраплень матеріалу, обробленого магнітним полем були відсутні гострі кути і пласкі грані субзерен заліза, що, вірогідно, стало резервом підвищення властивості. На даний час накопичено багато експериментальних даних по впливу постійних магнітних полів на структуру металевих сплавів. Механізм такої дії є складним і до кінця не вивченим. Досліджуються, в основному, сильні магнітні поля (індукція B > 1 Тл) і вважається, що вплив поля на вкраплення відбувається, перед усім, через генерування циркуляційних МГД-течій в макрооб'ємі розплаву біля фронту кристалізації та у мікрооб'ємах міждендритної рідині [7, 8].

Таким чином з'ясовано, що резервом впливу на властивості сплаву системи Cu-Fe є керування структурою суспензованих вкраплень заліза, що містять мікрооб'єми міді, яке можливо здійснювати за допомогою постійного магнітного поля. Тому метою роботи було дослідження впливу постійного магнітного поля на структуру суспензованих вкраплень заліза в сплаві системи Cu-Fe отриманого в умовах характерних для звичайних засобів лиття і валковий кристалізатор.

Під час формування литої структури сплаву системи Cu-Fe вкраплення суспензії, що представлені дендритами на базі заліза, які проходять етапи виникнення, рекалесценції і послідуючого твердіння. На форму кристалу, що росте в розплаві впливає режим течії середовища відносно нього. В разі існування розвиненого потоку вздовж кристала, як у ламінарному субкритичному режимі де виникає виражений зсув між шарами рідини [9], відбувається пригнічення росту бокових гілок [10]. Відповідно, в такому режимі захват матричного розплаву гілками вкраплень буде послаблений.

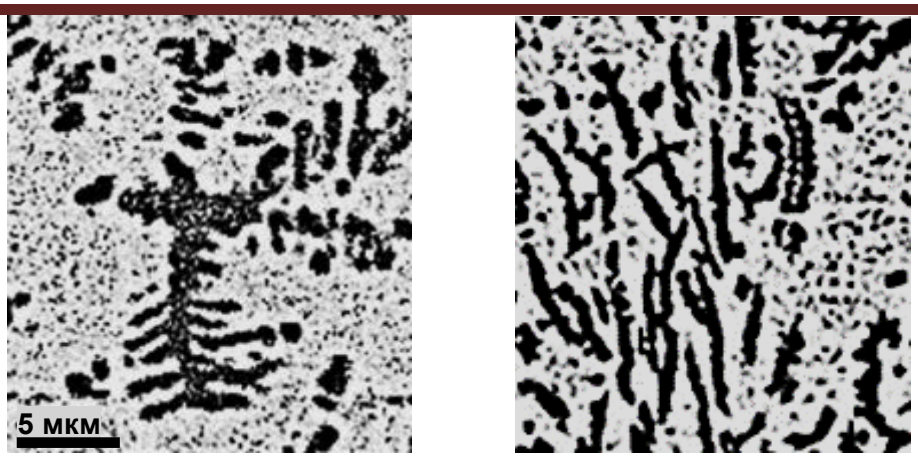
При заливанні розплаву міді з залізом в ливарну форму і його охолоджені режим руху металевої рідини в різних частинах його об'єму може значно відрізнятись і змінюватись в часі, що призводить до відмінностей у розмірах, орієнтуванні і формі фрагментів дендритів, як по висоті, так і по ширині виливків [5]. В середині вкраплень під час рекалесценції внаслідок їх переміщення в розплаві, дії ефекту Марангоні, коливання міжфазної поверхні фрагменту дендриту також виникають течії [11]. Таким чином, режим течії розплаву як ззовні, так і в середині вкраплень при отриманні виливка є виражено нестаціонарним і аналіз впливу технологічних чинників на структуру вкраплень є ускладненим. В даній роботі для отримування розплаву міді з 20 % мас. заліза використовувалась індукційна тигельна піч. Для реалізації високої

швидкості охолодження заготовок ~1000°С/с характерної для спеціальних засобів лиття використовувався валковий кристалізатор, для звичайних засобів лиття ~1 °С/с - сталева форма з тонкою стінкою (3 мм). Товщина заготовок отриманих у валковому кристалізаторі складала 0,9 мм, у ливарній формі – 35 мм. Для кожної швидкості охолодження було реалізовано два режими заливання розплаву: при 1000°С/с – 1) ламінарному і 2) ламінарному субкритичному зі вираженою течією шарів розплаву вздовж дендриту, що зростав в розплаві основи сплаву; при 1 °С/с в умовах турбулентного режиму заливання розплаву і його охолодженню при вираженій природній конвекції – 3) без впливу постійного магнітного поля з індукцією 0,1 Тл і 4) під впливом магнітного поля на розплав, що заливався, охолоджувався і тверднув. Дослідження структури литих заготовок проводився на травлених шліфах металографічними методами.

Аналіз литих структур виливків отриманих у валковому кристалізаторі показав, що в умовах відсутності інтенсивного руху розплаву вздовж дендриту при його формуванні (режим 1) відбувався активний захват дендритом мікрооб’ємів матричного розплаву. В результаті в середині розгалуженого дендриту утворився своєрідний композитний сплав на основі заліза з дрібними розосередженими вкрапленнями міді (рис. 1 а – на фотографіях фаза на основі заліза виглядає темною, міді - світлою). В умовах інтенсивного обтікання розплавом залізного вкраплення (режим 2) утворення бокових гілок дендритів було пригнічено і більшість з вкраплень не містила видимих при даному збільшенні вкраплень міді на відміну від попереднього режиму формування структури (рис. 1 б).

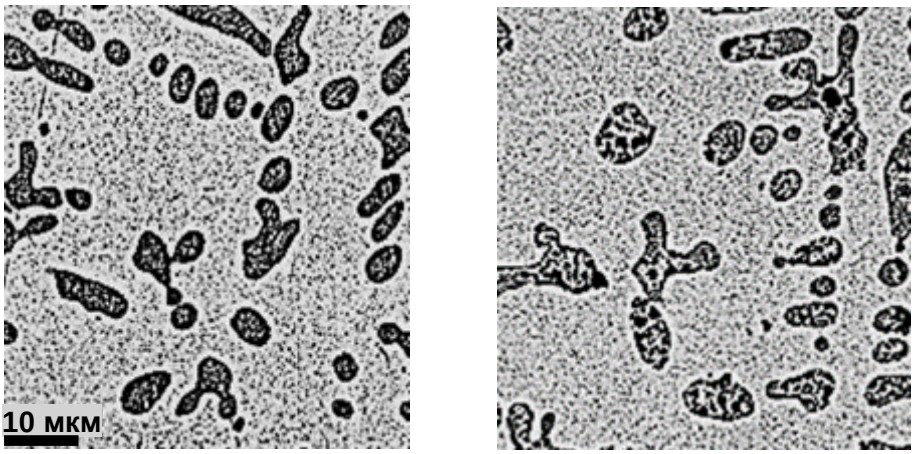
В структурі виливків зі сплаву міді, отриманих заливкою у форми без дії магнітного поля (режим 3) були присутні вкраплення, що представляли фрагментовані дендрити. Контури фрагментів були плавними на відміну від вкраплень, сформованих у валковому кристалізаторі, вірогідно, внаслідок достатнього часу для прояву дії сили міжфазного натягу. Структура цих вкраплень була аналогічною тій, що були утворені при значно вищій швидкості охолодження (рис. 2 а і див. рис. 1 а).

Вміст міді у вкрапленнях заліза виливків отриманих без дії магнітного поля відповідав діапазону 14,1 – 17,3 % мас., що узгоджується з літературними даними, які наведено вище. Вірогідно, рух розплаву в середині вкраплень, отриманих в умовах звичайного лиття був не значним і не вплинув на характер розташування фаз у фрагментах дендритів – мідні вкраплення захоплені при рості дендритів залишались у каркасі з субзерен заліза після рекалесценції дендритних вкраплень (див. рис. 2 а).



а б

Рис. 1 – Особливості структури вкраплень заліза в сплаві системи Cu-Fe, отриманого у валковому кристалізаторі: а) розгалужений дендрит з чисельними вкрапленнями міді, сформований без інтенсивного обтікання розплавом основи у ламінарному режимі; б) вкраплення з пригніченими боковими гілками зі зниженою кількістю вкраплень міді, сформовані при інтенсивному обтіканні розплавом основи у ламінарному субкритичному режимі.



а б

Рис. 2 - Особливості структури вкраплень заліза в сплаві системи Cu-Fe, отриманого в ливарних формах: а) без дії постійного магнітного поля; б) під дією постійного магнітного поля.

Під дією постійного магнітного поля під час заливання і твердннення розплаву у ливарних формах (режим 4) в порівнянні з металом не обробленим магнітним полем вміст міді у вкрапленнях заліза майже не змінився (14,5 – 17,9 % мас.), морфологія фрагментів не виявила відмінностей але структура вкраплень була суттєво модифікована (рис. 2 б). Залізна фаза не утворювала суцільний каркас в середині

вкраплень, як у попередньому випадку (див. рис. 2 а і 2 б), а була сконцентрована у подовжених утвореннях і таких, що на поверхні шліфів виглядають компактними, оточених ділянками міді. Такі вкраплення заліза, що утворились в середині фрагментів дендритів, не мали розгалужень, між якими могли знаходитись дрібні утворення мідної фази. Вірогідно, вони сформувались в умовах розвиненої МГД - течії розплаву, як форми вкраплень у валковому кристалізаторі, що відображали вплив руху розплаву на пригнічення розгалужень вкраплень заліза (див. рис. 1 б і рис. 2 б).

Таким чином, за допомогою організації спеціальних режимів руху рідкого сплаву системи Cu-Fe в умовах безперервного лиття у валковому кристалізаторі показано, що режим течії біля вкраплень визначає їх морфологію і особливості захвату ними мікрооб'ємів рідкої основи сплаву. В залежності від характеру течії розплаву можуть утворюватись розгалужені вкраплення в середині яких у каркасі з залізної фази містяться дисперсні вкраплення міді. У разі створення умов пригнічення утворення розгалужень дендритів захват речовини основи різко знижується. Завдяки таким ефектам валковий кристалізатор може слугувати інструментом для модифікування морфології і структури вкраплень заліза.

Виявлено, що при заливанні і твердненні розплаву міді з залізом у ливарних формах вкраплення залізної фази представляють розгалужені фрагментовані дендрити структура яких утворена залізом з дисперсними вкрапленнями міді.

З'ясовано, що дія постійного магнітного поля на сплав системи Cu-Fe під час заливання і твердннення в ливарній формі, сприяє генерації мікро- МГД-течій в середині вкраплень, які призводять до суттєвої модифікації їх структури. МГД – течії пригнічують формування розгалужень фази заліза, що сприяє утворенню відокремлених вкраплень, оточених мідною фазою. Таким чином, дія магнітного поля сприяє подрібненню і відокремленню залізної фази в середині фрагментів дендритів.

Список літератури

1. Wei C., Wang J., Dong B., Yan Y., Wang L., He Y., Beaugnam E. and Li J. Properties and microstructural evolution of a bernary Cu-Co-Fe immiscible alloy solidified under high magnetic field. *Journal of Materials Research and Tecnology*. 2023. P. 3564-3574.

2. Jeong Y. B., Jo H. R., Park H. J., Kato H. and Kim K. B. Mechanical properties and mi crostructural change in (Cu–Fe) immiscible metal matrix composite: Effect of Mg on

secondary phase separation. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. № 6. P. 15989-15995.

3. Munitz A., Bamberger A. M., Wannaparhun S. and Abbaschian R. Effect of supercooling and cooling rate on the microstructure of Cu-Co-Fe alloys. *Journal of Materials Science*. 2006. Vol. 41. P. 2749 – 2759.

4. Junli G., Lu D. and Zou J. Investigation on Solidification in Cu-20wt%Fe Alloy through In Situ Observation. *Metals*. 2023. Vol. 13. № 3. P. 581-596.

5. Niu W., Huang S., Lin B. and Li J. Study of the solidification microstructure and defor mation behavior of Cu20Fe alloy. *Metals*. 2024. Vol. 14. № 12. P. 1313 - 1323.

6. Zuo X. W., Wang E. G., Qu L., Jia P., Z. Lin, He J. C. Strength and Conductivity of De formed Cu-Fe Composites after Solidified with a Horizontal Magnetic Field. *Materials Science Forum*. 2010. Vol. 654. P. 1377-1380.

7. Hou Y., Cao Z. and Li C. Solidification Processing of metallic materials in static magnet ic field: A Review // *Metals*. 2022. Vol.12. №11. P. 1778 – 1789.

8. Cao J., Shuai S., Huang C., Hu T., Chen C., Wang J. and Ren Z. 4D synchrotron X-ray tomographic study of the influence of transverse magnetic field on iron intermetallic compounds precipitation behavior during solidification of Al-Si-Fe alloy // *Intermetallics*. 2022. Vol. 143. P. 107471 - 107487.

9. Trinh K. T. On the critical Reynolds Number For transition from laminar to turbulent flow. *Physics. Fluid Dynamics*. 2010. №7. P. 1 - 39.

10. Herlah D. M. Non-Equilibrium solidification of undercooled metallic melts // *Metalls*. 2014. Vol. 4. № 2. P. 196 - 234.

11. Shi R. P., Wang C. P., Wheller D., Liu X. J. and Wang Y. Formation mechanisms of self-organized core/shell and core/shell/corona microstructures in liquid droplets of immiscible alloys. *Acta Materiala*. 2013. Vol. 61. P. 1229 – 1243.

УДК 621.74.047:669

І. А. Нурадінов, О. В. Чистяков, А. С.Нурадинов
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ
inuradinov@gmail.com

ФОРМУВАННЯ ЛИТИХ МЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК ПІД ДІЄЮ ВІБРАЦІЇ

Зливки та безперервнолиті заготовки є основною проміжною формою литих заготовок при виробництві широкого спектру металопродукції та виробів із металевих сплавів. Внутрішня будова литих металевих заготовок, сформована в процесі їх твердіння, має ключовий вплив на подальші фізико-механічні властивості кінцевих виробів. Для підвищення якості литих заготовок застосовують різні прийоми зовнішнього впливу на рідкий метал, що кристалізується, до яких, зокрема, відноситься низькочастотна вібрація (з частотою $\nu \leq 200$ Гц і амплітудою $A \leq 2$ мм). Є достатня кількість робіт, що підтверджують позитивний вплив вібрації на формування структур та механічних властивостей металів та їх сплавів [1-11]. Але автори робіт по-різному пояснюють механізм впливу пружних коливань на процеси кристалізації та структуроутворення металів. На наш погляд, така суперечливість в інтерпретації результатів зумовлена тим, що ними у своїх дослідженнях застосовувалися різні типи вібрації, неоднаковий хімічний склад і маса металу, що обробляється, а також різне тлумачення суті процесів, що відбуваються розплавах.

Тому нами було проведено системні дослідження щодо вивчення впливу вібрації на процеси кристалізації та структуроутворення литих заготовок із модельних та металевих сплавів. Об'єктом досліджень були напівбезперервнолиті заготовки круглого перерізу діаметром 60 мм з модельного сплаву камфену з трицикленом ($C_{10}H_{16}$) [12] та алюмінієвого сплаву АД31, які відливались на лабораторній установці безперервного лиття металів.

Отримані результати досліджень підтвердили позитивний вплив вібрації на якісні характеристики литих заготовок (структуру та властивості) з сплавів, що вивчаються. Як головні критерії оцінки впливу вібрації на формування литих заготовок розглядалися характеристики їх первинних кристалічних структур (форма та дисперсність литого зерна, розміри структурних зон тощо), від яких залежать рівень фізико-механічних властивостей кінцевої металопродукції. Порівняльний макроструктурний аналіз отриманих заготовок для обох сплавів, що вивчаються, показав, що вібрація істотно впливає на їх формування. Різниця між структурами

контрольної та дослідної заготовок полягає у зміні ширин відповідних зон та дисперсності кристалів у них (таблиця 1).

Таблиця 1

Розміри структурних зон у литих заготовоках із досліджуваних сплавів

Сплав	Умови формування	Зона стовпчастих кристалів, мм	Зона рівноосних кристалів, мм
Камфен	вільне	49÷52	3÷6
	з вібрацією	10÷12	86÷90
Алюмінієвий сплав АД31	вільне	25÷26	4÷5
	з вібрацією	8÷10	40÷42

З візуального спостереження за формуванням модельних заготовок та аналізу структур відлитих заготовок з алюмінієвого сплаву було встановлено, що кристалізація контрольних заготовок (тобто без вібрації) протягом усього процесу йде за схемою послідовного затвердіння, а кристалізація дослідних заготовок під вібраційним впливом – за змішаною схемою, про що, в кінцевому підсумку, ширина їх структурних зон (табл. 1). У заготовках під впливом вібрації у початковий момент йде зародження та зростання тільки стовпчастих кристалів, тобто відбувається послідовне їх затвердіння. З досягненням стовпчастими кристалами певних розмірів (довжин) під впливом згинальних тисків пружних хвиль відбувається їх часткове руйнування, а уламки за рахунок вібраційного перемішування рівномірно розподіляються по перерізу розплаву, забезпечуючи в подальшому об'ємне затвердіння заготовок.

Результати стандартних випробувань зразків з алюмінієвого сплаву АД31 за ГОСТ 1497 та ГОСТ 9454 показали, що фізико-механічні характеристики литого металу в заготовках корелюють з параметрами кристалічних структур. Зміни в структурах заготовок, зумовлені впливом вібрації, призвели до помітного підвищення фізико-механічних характеристик металу з одночасним зниженням їхньої анізотропії по зонах (табл. 2). Порівняльний аналіз фізико-механічних характеристик литого металу показує, що під впливом вібрації його щільність підвищується та практично вирівнюється по периферійній та центральній зонах заготовок (2,56 та 2,57 г/см^3 відповідно). Позитивно вібрація впливає і на механічні властивості металу в

заготовках: показники міцності підвищуються на 54-62%, а пластичності - на 25-35% (табл. 2).

Таблиця 2

Фізико-механічні характеристики литого металу у заготовках

Структурна зона заготовки	**ρ**, кг/м^3	**$\sigma_в$**, МПа	**$\sigma_т$**, МПа	**δ**, %	**Ψ**, %
Зона стовпчастих кристалів	2560	83	72	32	37
	2550	67	55	25	32
Зона рівноосних кристалів	2570	87	76	34	39
	2515	48	42	22	24

Примітка: чисельник – з вібрацією; знаменник – без вібрації

Таким чином, проведені дослідження показали, що якісні характеристики литого металу істотно залежать від умов кристалізації, якими можна керувати зовнішніми фізичними впливами. При цьому встановлено, що, зокрема, вібраційна обробка металу, що твердне, сприяє підвищенню дисперсності та однорідності кристалічної структури литих заготовок з нього. Закономірним наслідком таких змін у кристалічній будові литого металу є суттєве підвищення його фізико-механічних характеристик при одночасному зниженні їхньої анізотропії по перерізу заготовок.

Список літератури

1. Таранов Е. Д., Нурадинов А. С., Эльдарханов А. С., Дука В. М. Влияние вибрации на кристаллизацию, структуру и свойства полунепрерывнолитой заготовки // Процессы литья. – 2011. – №5. – С. 44-49.

2. Нурадинов А. С., Ноговицын А. В., Нурадинов И. А., Зубенина Н. Ф. Внешнее термосиловое воздействие как фактор управления формированием структуры литых заготовок // Процессы литья. – 2019. – №4. – С. 11-19.

3. Нурадинов А. С., Прыгунова А. Г., Шейгам В. Ю., Вернидуб А. Г., Нурадинов И. А. Физические методы управления формированием структуры металлов // Металл и литье Украины. – 2020. – №2. – С. 64-71.

4. A. Eldarchanov, O. Figovsky, A. Nuradinov Influence of Vibration on Continuously Cast Blooms // Scientific Israel – Technologacal Advantages. – 2014. – Vol. 16 (no.1-2). – S. 225-228.

5. Нурадинов А. С., Наривский А. В., Нурадинов И. А. и др. Процессы формирования структуры в стальных слитках при теплосиловых воздействиях на затвердевающий металл // Процессы литья. – 2021. – № 4. – С. 22-30.

6. Шейгам В. Ю, Прыгунова А. Г., Кошелев М. В., Нурадинов А. С. и др. Управление структурой отливки через открытую поверхность прибыли // Процессы литья. – 2021. – № 4. – С. 30-40.

7. Nuradinov A. S., Nogovitsyn A. V., Nuradinov I. A. and oth. Research of possibility of control of the formation of crystal structure of metal alloys // Science and innovation. – 2020. – Vol .16(4). – S. 67-73.

8. Campbell I. Effekts of vibration during Solidification // Internationale Metals Reviers. – 1981. – №2. – P. 71-108.

9. Скворцов А. А., Акименко А. Д., Ульянов В. А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок. – М.: Металлургия. – 1991. – 216 с.

10. Ефимов В. А., Эльдарханов А. С. Современные технологии разливки и кристаллизации сплавов. – М: Машиностроение. – 1998. – 360 с.

11. Эльдарханов А. С. Процессы кристаллизации в поле упругих волн. – М.: Металлургия. – 1996. – 265 с.

12.Овсиенко Д. Е. Зарождение и рост кристаллов из расплава. – К.: Наукова Думка. – 1994. – 256 с.

13. Вейник А. И. Теория затвердевания отливки. – М.: Машгиз. – 1960. – 435 с.

УДК 621.74:66.065.5
УДК 621.74:66.62-433.5

П. С. Пензєв, А. А. Севоян, С. Д. Євтушенко,
О. В. Масалітіна, О. В. Акімов
Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

КОМП'ЮТЕРНО-ІНТЕГРОВАНЕ ПРОЄКТУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ КОРПУСНОГО ВИЛИВКУ ЗІ СТАЛІ

Комп'ютерно-інтегроване проєктування виготовлення технології виготовлення корпусних виливків зі сталі базується на необхідності врахування специфічних ливарних властивостей матеріалу, які суттєво відрізняються від чавуну та кольорових сплавів. Однією з ключових проблем є підвищена схильність сталі до утворення усадкових дефектів, зокрема усадкових раковин значних розмірів. Це обумовлює необхідність розробки ефективних конструкторсько-технологічних рішень, спрямованих на локалізацію та компенсацію усадки за рахунок раціонального використання надлишків. У структурі комп'ютерно-інтегрованого підходу ці рішення формуються на етапах розробки технології виливку та проєктування оснастки з урахуванням зворотних зв'язків між етапами.

Визначення закономірностей формування усадкових раковин є одним із ключових завдань, що вирішується із застосуванням методів комп'ютерного моделювання. Для дослідження обрано корпусну деталь зі середньовуглецевої сталі, виготовлення якої здійснюється литтям у разові піщані форми. Такий тип виробів характеризується наявністю масивних зон, які виступають як теплові вузли, що значно ускладнює забезпечення спрямованої кристалізації. З метою запобігання проникненню усадкової раковини в тіло виливка передбачено використання системи надлишків різної геометрії та розташування.

Конструкторсько-технологічне рішення передбачає встановлення трьох надлишків: двох циліндричних, розташованих симетрично відносно осі виливка, та одного масивного надлишку прямокутного перерізу з галтелями. Такий підхід дозволяє забезпечити живлення найбільш відповідальних зон виливка у процесі кристалізації. При цьому варіювання геометричних параметрів надлишків (діаметра, висоти та об'єму) дає можливість оцінити їх вплив на формування усадкових дефектів.

Результати комп’ютерного моделювання показали, що при певних варіантах геометрії надлишків відбувається проникнення усадкової раковини у тіло виливка, що є критичним дефектом. Зокрема, при недостатньому об’ємі надлишків або нераціональному їх розташуванні глибина раковини перевищує допустимі межі. Водночас збільшення об’єму надлишків сприяє локалізації усадки в їх межах, що підтверджує ефективність використання додаткового металу як компенсатора усадкових процесів.

Аналіз отриманих результатів дозволив встановити, що співвідношення геометричних параметрів надлишку (*d/H*) не має визначального впливу на глибину усадкової раковини. Натомість вирішальним фактором є об’єм надлишку, який безпосередньо впливає на величину коефіцієнта приросту глибини усадкової раковини. При збільшенні об’єму спостерігається зниження цього коефіцієнта, що свідчить про ефективніше поглинання усадки. Отримана залежність має логарифмічний характер і може бути використана для прогнозування поведінки усадкових процесів на етапі проєктування.

Застосування коефіцієнта приросту глибини усадкової раковини як узагальненого критерію оцінювання дозволяє перейти від якісного аналізу до кількісного обґрунтування прийнятих рішень. Це особливо важливо при виборі оптимальних параметрів надлишків, оскільки надмірне їх збільшення призводить до перевитрати металу та зниження економічної ефективності виробництва. Таким чином, виникає задача пошуку компромісу між забезпеченням якості виливка та мінімізацією матеріальних витрат.

Комп’ютерне моделювання процесів кристалізації дозволяє не лише виявити потенційно небезпечні зони, але й оцінити ефективність різних варіантів конструкції ще до виготовлення дослідної партії. Це суттєво скорочує витрати часу та ресурсів на відпрацювання технології, а також забезпечує можливість оперативного внесення змін у конструкцію виливка або оснастки. Реалізація такого підходу відповідає сучасним принципам смарт виробництва та інтегрованого проєктування.

Таким чином, інтеграція методів комп’ютерного моделювання у процес проєктування технології лиття дозволяє підвищити якість корпусних сталевих виливків, знизити рівень браку та оптимізувати витрати на виробництво. Використання отриманих залежностей та критеріїв оцінювання створює передумови для подальшого розвитку методів комп’ютерно-інтегрованого проєктування та їх адаптації до різних типів литих деталей машинобудування.

УДК 621.74:66.065.5
УДК 621.74:66.62-433.5

П. С. Пензєв, А. А. Севоян, С. Д. Євтушенко,
О. В. Масалітіна, О. В. Акімов
Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

КОМП'ЮТЕРНО-ІНТЕГРОВАНЕ ПРОЄКТУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ КОРПУСУ БЛОК-КАРТЕРУ ДВЗ З АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

Комп'ютерно-інтегроване проєктування технології виготовлення корпусу блок-картера двигуна внутрішнього згоряння з алюмінієвого сплаву базується на поєднанні етапів розробки технології виливку та проєктування технологічної оснастки в єдину систему із використанням зворотних зв'язків між окремими стадіями. Такий підхід дозволяє забезпечити узгодженість конструкторських і технологічних рішень, а також своєчасно виявляти потенційні проблеми, що можуть виникати в процесі виготовлення виливку. В умовах сучасного машинобудування це є особливо важливим, оскільки складність конструкцій деталей постійно зростає, а вимоги до їх якості та надійності стають більш жорсткими.

Застосування комп'ютерного моделювання дає можливість ще на етапі проєктування технології оцінити поведінку розплаву під час заповнення форми, процеси кристалізації, формування структури матеріалу та виникнення внутрішніх дефектів. Це дозволяє перейти від емпіричного підходу до науково обґрунтованого проєктування, де кожне технологічне рішення підтверджується результатами розрахунків і моделювання. Важливою складовою такого підходу є мінімізація витрат, пов'язаних із браком, що описуються через функцію втрат і враховуються при виборі оптимальної стратегії проєктування.

Особливу складність представляють корпусні виливки, зокрема блок-картери двигунів внутрішнього згоряння. Їх геометрія характеризується наявністю великої кількості порожнин, ребер жорсткості та масивних елементів, що ускладнює процес рівномірного заповнення форми та подальшого охолодження. Вибір матеріалу для таких деталей також має принципове значення. Алюмінієві сплави, наприклад АК5М, широко використовуються завдяки їх малій густині та достатнім механічним властивостям, що дозволяє зменшити масу двигуна та покращити його експлуатаційні

характеристики. Проте ці сплави є більш чутливими до умов лиття, зокрема до швидкості охолодження та наявності великих температурних градієнтів.

Для дослідження технології виготовлення блок-картера була створена тривимірна модель виливка разом із ливниково-живильною системою в середовищі SolidWorks. Подальше моделювання виконувалося в системі NovaFlow, що дозволяє аналізувати гідродинамічні та теплові процеси з високим ступенем деталізації. Використання скінчено-об'ємного підходу забезпечує можливість врахування реальних умов лиття, включаючи геометрію форми, властивості матеріалів та параметри технологічного процесу.

При моделюванні були задані граничні умови, що відповідають реальному виробництву: температура розплаву становила близько 710°C, температура попереднього підігріву кокілю – 250–280°C, а також враховано теплопровідність матеріалів форми та покриттів. Такий підхід дозволяє отримати достовірні результати, які можуть бути використані для прийняття інженерних рішень. Аналіз динаміки заповнення форми показує характер руху розплаву, визначає можливість виникнення турбулентних потоків та зон захоплення повітря.

Результати моделювання початкового варіанту технології показали наявність зон, у яких існує висока ймовірність утворення газоусадкових дефектів. До таких зон належать кромки циліндричних порожнин, верхня площина блоку в місцях кріплення головки та масивні бобишки. Для їх ідентифікації було використано критерій Niyama, який дозволяє прогнозувати утворення пористості на основі аналізу температурних градієнтів і швидкості кристалізації. Виявлені дефекти можуть виступати концентраторами напружень і суттєво впливати на міцність та ресурс виробу. За оцінками, рівень браку при такому варіанті технології може досягати 5–6%, що є неприйнятним для серійного виробництва.

З метою покращення якості виливку було запропоновано альтернативний варіант технології з використанням ярусної ливниково-живильної системи. Така система забезпечує більш рівномірний розподіл розплаву та сприяє реалізації принципу спрямованої кристалізації. Результати повторного моделювання показали, що швидкість руху розплаву не перевищує критичних значень, що виключає утворення турбулентних потоків і зменшує ризик захоплення газів.

Крім того, більш рівномірний розподіл температур сприяє зниженню внутрішніх напружень, які виникають у процесі охолодження. Це є важливим фактором, оскільки залишкові напруження можуть призводити до деформацій деталі або навіть до її руйнування в процесі експлуатації. Таким чином, оптимізація технології лиття

дозволяє не лише зменшити кількість дефектів, але й підвищити експлуатаційну надійність виробу.

Суттєвою перевагою комп'ютерно-інтегрованого підходу є можливість проведення серії віртуальних експериментів без необхідності виготовлення фізичних зразків. Це дозволяє значно скоротити витрати часу та ресурсів на відпрацювання технології. Інженер може змінювати параметри процесу, аналізувати їх вплив на якість виливку та обирати оптимальний варіант на основі отриманих даних.

Окрім цього, інтеграція різних програмних середовищ забезпечує безперервність інформаційного потоку від етапу проєктування деталі до розробки технології її виготовлення. Це сприяє підвищенню точності розрахунків та зменшенню ймовірності помилок, пов'язаних із передачею даних між різними системами. В результаті формується єдина цифрова модель виробу, яка може бути використана на всіх етапах його життєвого циклу.

Важливим напрямком подальшого розвитку є поєднання комп'ютерного моделювання з методами оптимізації, зокрема на основі теорії статистичних ігор. Це дозволяє враховувати невизначеність параметрів виробництва та обирати такі технологічні рішення, які забезпечують мінімальні витрати за різних умов. Таким чином, процес проєктування набуває рис адаптивної системи, здатної реагувати на зміну зовнішніх факторів.

Отже, комп'ютерно-інтегроване проєктування технології виготовлення блок-картера ДВЗ з алюмінієвого сплаву є ефективним інструментом підвищення якості литих деталей. Воно дозволяє знизити рівень браку, оптимізувати витрати виробництва та забезпечити відповідність виробів сучасним вимогам машинобудування. Використання такого підходу є необхідною умовою конкурентоспроможності підприємств у галузі ливарного виробництва та відкриває нові можливості для вдосконалення ливарних технологічних процесів.

Список літератури

1. Determining rational complex modifying and alloying additives to improve the mechanical characteristics of gray cast iron Klymenko, S., Verkhovliuk, A., Sevoian, A., Akimov O., Ponomarenko, O., Penziev, P. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies, 2024, 6(12(132)), pp. 15–23 Scopus https://www.scopus.com/record/display.uri?eid=2-s2.0-85215359624&origin=resultslist

2. Study of the Laws of Random Fluctuations in the Parameters of Foundry Processes and the Quality of Castings. Ponomarenko, O., Yevtushenko, N., Akimov, O., Vasilets, V., Lopes, H. (2025). Innovations in Mechanical Engineering IV. 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. (pp. 402-411). Scopus https://www.scopus.com/pages/publications/105008993312?origin=resultslist

УДК 621.74:66.065.5
УДК 621.74:66.62-433.5

П. С. Пензєв, С. Д. Євтушенко, А. А. Севоян,
О. В. Масалітіна, О. В. Акімов
Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

КОМП'ЮТЕРНО-ІНТЕГРОВАНЕ ПРОЄКТУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ КОРПУСУ БЛОК-КАРТЕРУ ДВЗ З ЧАВУНУ

Комп'ютерно-інтегроване проєктування технології виготовлення корпусу блок-картера двигуна внутрішнього згоряння з чавуну є складною багатофакторною задачею, що потребує врахування особливостей структуроутворення матеріалу, теплових процесів та умов формування напружено-деформованого стану виливку. Однією з ключових проблем при виготовленні таких корпусних деталей є регулювання процесів кристалізації, оскільки при високих швидкостях охолодження структура чавуну може формуватися за метастабільною схемою. Це призводить до утворення відбілу, який є дефектом і потребує додаткової термічної обробки для розпаду цементиту. У разі несприятливого розвитку процесу це може спричинити брак виливку та, відповідно, збільшення витрат.

Складність задачі посилюється нерівномірністю охолодження виливку, що обумовлена різною товщиною стінок, наявністю масивних і тонкостінних елементів, а також впливом стрижнів, які гальмують усадку металу. У процесі кристалізації формуються значні температурні градієнти, що спричиняють виникнення внутрішніх напружень. Для блок-картера характерні значні значення відносних деформацій, що можуть досягати $\varepsilon = (-41.10^5)–(-81.10^5)$ МПа. Найбільший вплив на гальмування

усадки мають стрижні, тому їх конструкція є важливим фактором, що визначає якість виливку.

Раціональним рішенням є цілеспрямована зміна конструкції стрижнів та стрижневих знаків з метою зменшення жорсткого закріплення металу в процесі охолодження. Проведені промислові випробування підтвердили ефективність такого підходу: у дослідній партії виливків зі зміненою технологією виготовлення стрижнів діапазон відносних деформацій змінився до $\varepsilon=(-45*10^5)–(-107*10^5)$МПа. У поєднанні з подальшою термічною обробкою, зокрема відпалом, це дозволяє суттєво знизити рівень залишкових напружень.

Аналіз розташування дефектів показує, що найбільш небезпечні зони з точки зору усадкових явищ знаходяться в центральній частині блок-картера. Саме тут відбувається найбільше гальмування усадки через взаємодію металу зі стрижнями. Дефекти такого типу є концентраторами напружень і можуть призводити до зниження міцності та ресурсу деталі. Результати комп’ютерного моделювання теплових і гідродинамічних процесів лиття дозволяють визначити ці зони ще на етапі проєктування та використати отримані дані для подальшого аналізу напружено-деформованого стану.

Для усунення виявлених проблем необхідно застосовувати комплексний підхід, який включає зміну конструкції ливникової системи, оптимізацію геометрії стрижнів, підбір модифікаторів та визначення раціональних режимів термічної обробки. Перші два напрями реалізуються на етапах розробки технології виливку та проєктування оснастки із використанням зворотних зв’язків, що дозволяє коригувати рішення на основі результатів моделювання та експериментальних досліджень.

Важливу роль у забезпеченні необхідних властивостей чавуну відіграє модифікування. Використання феросиліцію ФС75 та феросилікобарію ФС65Ба4 дозволяє впливати на процеси графітизації та формування мікроструктури. Проведені дослідження показали, що обробка чавуну модифікатором ФС75 забезпечує формування перлітно-феритної матриці з рівномірно розподіленим пластинчастим графітом. Водночас застосування модифікатора ФС65Ба4 сприяє утворенню більш дрібнодисперсного графіту, що позитивно впливає на механічні властивості матеріалу.

Металографічний аналіз показав, що структура чавуну після модифікування характеризується високим вмістом перліту (до 92–96 %) та незначною кількістю фериту. Така структура забезпечує підвищену міцність і зносостійкість матеріалу. Крім того, зменшення розміру графітових включень сприяє підвищенню опору втомі, що є критично важливим для деталей, які працюють в умовах циклічних навантажень.

Таким чином, комп'ютерно-інтегроване проєктування технології виготовлення блок-картера ДВЗ з чавуну дозволяє ефективно вирішувати задачі управління структуроутворенням, зниження рівня дефектності та оптимізації виробничих витрат. Використання такого підходу забезпечує підвищення якості корпусних виливків і є необхідною умовою розвитку сучасного ливарного виробництва.

УДК 669.715:621.74.043:539.25

А. Г. ПРИГУНОВА[1], С. С. ПЕТРОВ[1], Т. А. АЮПОВА[2], С. В. ПРИГУНОВ[1]

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

[2]Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ЗАКОНОМІРНОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЗАЕВТЕКТИЧНОГО СИЛУМІНУ В УМОВАХ ІНТЕНСИВНОГО ВИСОКОШВИДКІСНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ ДЕФОРМОВАНОГО РОЗПЛАВУ

Кінетичні чинники відіграють визначальну роль у формуванні матеріалів з нано- та мікрокристалічною структурою [1, 2] і є основою сучасних технологій їх одержання. Керування процесами кристалізації, фазових перетворень і дефектоутворення дозволяє регулювати дисперсність структурних складників та комплекс фізико-механічних властивостей.

Серед найефективніших підходів до формування таких структур у металах і сплавах виділяють [3]: інтенсивну пластичну деформацію (SPD), зокрема рівноканальне кутове пресування (ECAP) й високотискове кручення, високошвидкісне охолодження розплаву, іскрове плазмове спікання та нанопорошкові технології, йонне й лазерне легування. Ці методи підтвердили ефективність у створенні ультрадисперсних метастабільних структурних станів.

Перспективним, але недостатньо дослідженим, є високошвидкісне охолодження в умовах деформації розплаву, що поєднує локальний деформаційний вплив із прискореною кристалізацією рідкого металу, що визначило мету роботи.

Експеримент проводили на заевтектичному сплаві Al–16,5 % Si (мас.). Зразки одержували динамічним ударом масивної сталевої плити по рідкому металу, залитому в графітову форму зі ступінчастою порожниною (рис. 1а). Товщина плаского зразка змінювалася від h_1 = 0,3 до h_3 = 1 мм (рис. 1б), що відповідало ймовірній швидкості охолодження 10…10^4 °С/с. При аналізі результатів як вхідний параметр використовували

локальну товщину h, обернено пропорційну швидкості охолодження розплаву та ступеню його деформації.

Структуру вивчали на оптичному (Neophot-21) та електронному сканівному (РЕМ-106І) мікроскопах. Шліфи зразків піддавали як традиційному травленню (0,5% водним розчином HF), так і глибокому електролітичному травленню в комплексному електроліті.

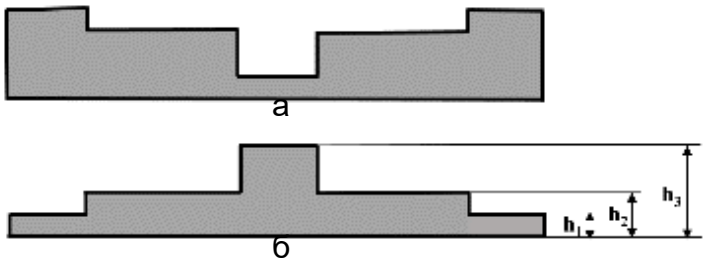


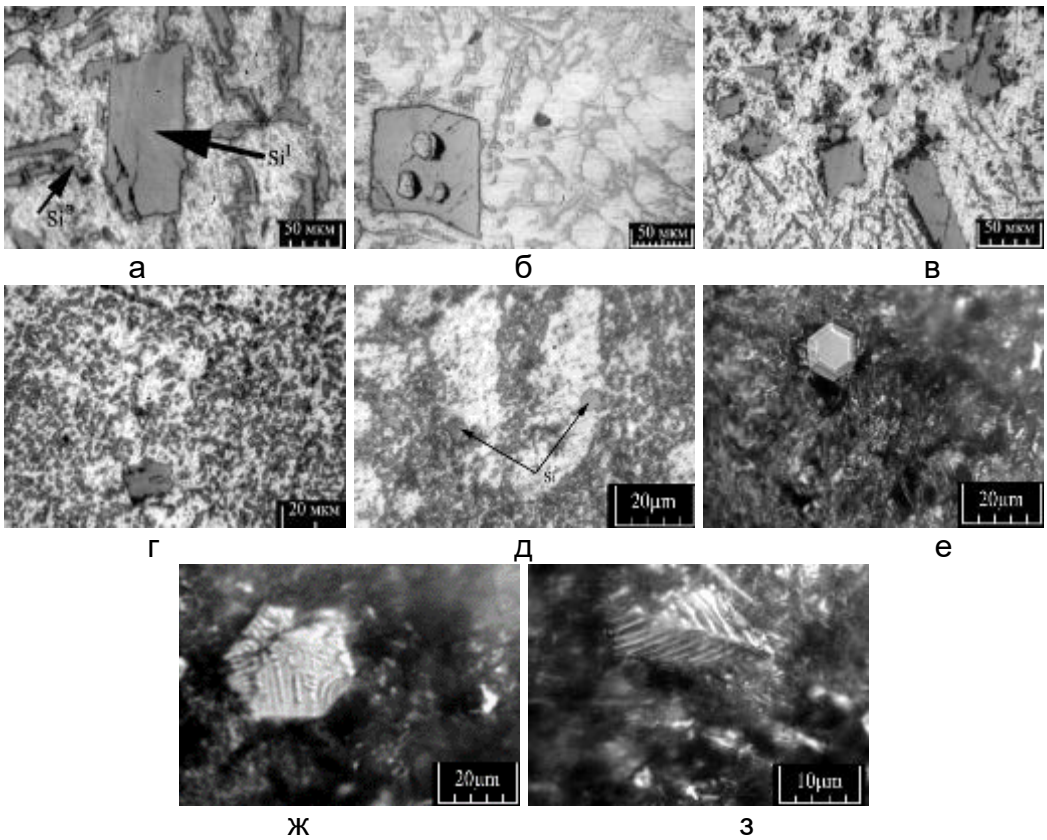
Рис. 1 - Переріз форми (*а*) і експериментального зразка (*б*).

Під час охолодження розплаву Al–16,5% Si зі швидкостями 0,3°C/s (рис. 2*а*) і 0,7°C/s (рис. 2*б*) у структурі виливків присутні первинні (Si^1) та евтектичні (Si^e) кристали кремнію. Після деформаційного швидкісного охолодження у ділянках експериментальних зразків h=1 mm (рис. 2*в*); 0,5 mm (рис. 2*г*) і 0,3 mm (рис. 2*д-з*) відбувається перехід від пластинчастих евтектичних кристалів кремнію до стрижневих і глобулярних (рис. 2*г*, *д*). Поряд із Si^1 спостерігали дендрити алюмінієвого розчину, морфологічно подібні до первинних. Із зменшенням товщини зразка (зростанням швидкості охолодження) збільшувався їх об'єм і ступінь диференціювання евтектики $Al_\alpha + Si_\beta$. На ділянці h=1 мм вплив обробки мінімальний.

У деяких випадках хімічним травленням межі структурних складників не виявлено (рис. 2*г*, *д*). Глибоке електролітичне травлення показало наявність кристалів Si^1 розміром 10…15 мкм з чітко вираженими гранями та ребрами (рис. 2*е*), а також кристали Si^1 зі смугастим візерунком (рис. 2*ж*), який, ймовірно, є наслідком зародження та росту на їх поверхні евтектики $Al_\alpha + Si_\beta$. За суттєвого збільшення знайдено евтектичні кристали кремнію у вигляді розгалужених дендритів (рис. 2*з*). Для дослідження їх геометрії використано сканівну електронну мікроскопію (СЕМ) (рис. 3).

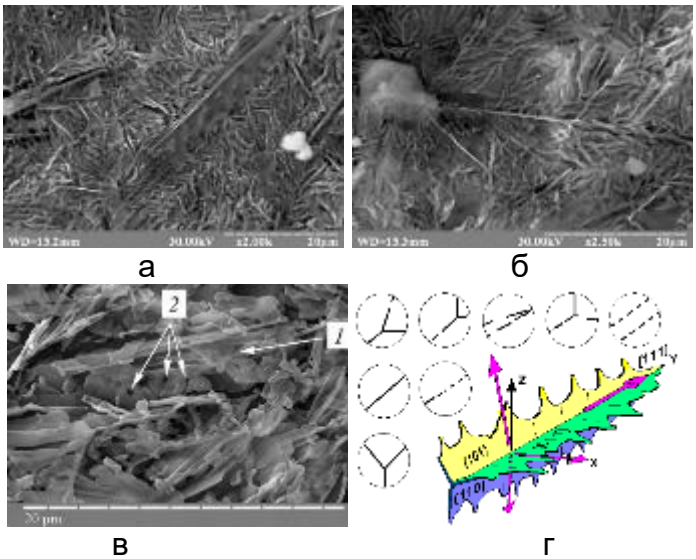
Основними структурними елементами евтектичного кремнію є пласкі дендрити з трьома гілками у формі пластин завтовшки 40 … 300 нм (рис. 3*а*, *г*), що розташовані під кутом 120° один до одного і починаються від габітусної площини, яка зростає від щільноупакованих площин {111} первинних його кристалів (рис. 3*б*). Одночасне спостереження трьох гілок плаского дендриту малоймовірне; зміна контрасту після

електронного сканування (рис. 3в, стрілка 1) свідчить про нанометричні розміри гілок кремнієвого дендриту. Пласкі дендрити кремнію мають дефекти округлої форми діаметром 40…200 нм (рис. 3*в*, стрілки *2*).



а б в г д е ж з

Рис. 2 – Мікроструктури сплаву Al–16,5 % Si після традиційного охолодження (а, б) та деформаційного швидкісного охолодження (в–з) за різної локальної товщини зразка h: а, б – традиційне охолодження; в – 1 мм, г – 0,5 мм, д–з – 0,3 мм; а–е – хімічне, є–з – електролітичне травлення.



а б в г

Рис. 3 - СЕМ структура сплаву Al–16,5% Si після деформаційного швидкісного охолодження (*h* = 0,3 mm): *а* – дві видимі площини кремнієвого дендриту;

б – формування евтектики від грані первинного кристала кремнію зі смугастим візерунком; *в* – елементи плаского дендриту; *г*– схема зростання кремнієвого дендриту та його різні перерізи.

За максимальної швидкості охолодження та деформації (h = 0,3 мм) відбувається зменшення розміру компактних первинних кристалів кремнію до 5…15 мкм (рис. 4*а, б*). Морфологічні особливості сфероліту (рис. 4*в*, *г*) свідчать, що його формування починається з глобулярного кристала розміром $d \approx 100$ нм (рис. 4*г*, стрілка *4*). Ймовірно, він є зародком поліедричного кристала первинного кремнію (рис. 4*в*, *г*, стрілка *1*), від ребер якого починають зростати пласкі дендрити кремнію (рис. 4*в*, *г*, стрілки *2*, *5*). Габітусна площина дендритів у межах сферичного кристала двічі-тричі різко змінює напрямок, що призводить до їх невеликих лінійних розмірів (1 … 2 мкм). За просування фронту кристалізації ступінь переохолодження розплаву знижується, відбувається зрощення та потовщення гілок дендритів кремнію. Формування колонії завершується кристалами кремнію, перерізи яких близькі до прямокутної форми, з лінійними розмірами до 10 мкм (рис. 4*в*, стрілка *3*).

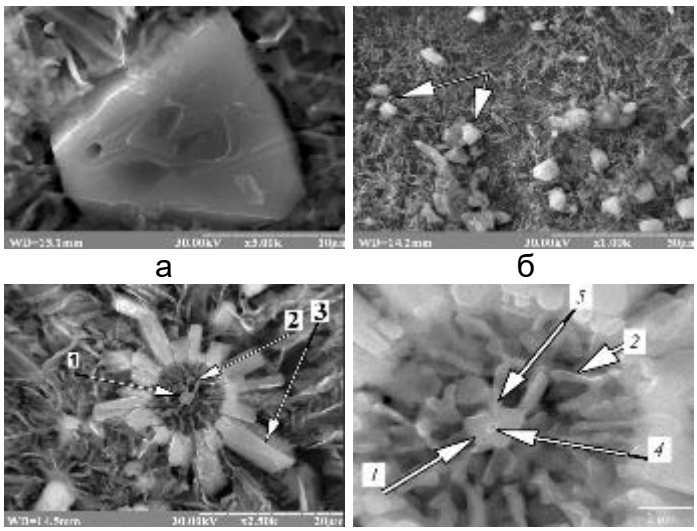


Рис. 4 - СЕМ структура сплаву Al–16,5% Si після деформаційного швидкісного охолодження (електролітичне травлення): *a* – h = 1 mm; *b*–*d* – 0,3 mm.

З одного боку, виявлений сфероліт можна подати як “псевдоевтектичну” складову структури заевтектичного силуміну. Тут від базового кристала кремнію розвивається евтектика з великим ступенем кооперативності фаз. Зниження ступеня переохолодження розплаву на певній відстані від базового кристала призводить до

огрубіння евтектики з подальшим традиційним зростанням її складників [4]. З іншого боку, утворення такого сфероліту може бути результатом нестаціонарного зростання первинного кристала: після виникнення зародкового базового кристала починає зростати первинний за принципами утворення сфероліту [5–7]. Проте через кінетичні чинники разом із дендритними кремнієвими кристалами з розплаву виділяється нерівноважний твердий розчин алюмінію [8]. Надалі внаслідок зменшення ступеня переохолодження з'являються численні первинні кристали кремнію. Тому специфічний сфероліт можна уявити як первинний сферолітний кристал кремнію з прошарками твердого розчину Alα.

Виявлена трансформація структури має визначати специфічні фізико-механічні властивості, як це спостерігали в заевтектичному силуміні з мікрокристалічними та нанорозмірними структурними складниками після обробки розплаву електричним струмом з періодично-циклічною зміною частоти, що призвело до підвищення пластичності δ з 0 до 37%, а короткочасної міцності σ_B – з 45 до 85 МРа [9].

Список літератури

1. Shabanova I. N., Kholzakov A. V., Ponomarev A. G. Application of the XPS method to the study of relaxation processes in transition metal melts // J. of Electron Spectroscopy and Related Phenomena. – 1998. – 88–91. – P. 343–346. https://doi.org/10.1016/S0368-2048(97)00153-9

2. Петров С. С. К вопросу о формировании зародыша фазы при кристаллизации двухструктурных расплавов // МТОМ. – 2009. – № 2. – С. 65–76.

3. Большаков В. І., Куцова В. З., Котова Т. В. Наноматеріали і нанотехнології. – Дніпропетровськ: ПДАБА, 2016. – 220 с.

4. Таран Ю. Н., Мазур В. И. Структура эвтектических сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 312 с.

5. Таран Ю. Н., Куцова В. З. Фазовые переходы в кремнии и сплавах Al–Si // Проблемы металлургии. – 1999. – Вып. 1. – С. 223–245.

6. Таран Ю. М., Куцова В. З., Вейнов А. М. Будова і генезис кремнієвих сферолітів, що формуються в заевтектичних силумінах // Доповіді НАН України. – 2000. – № 1. – С. 30–34.

7. Таран Ю. М., Куцова В. З., Вейнов А. М. Поліморфна аморфно-кристалічна модель сферолітної кристалізації // Металознавство та обробка металів. – 2000. – № 11. – С. 147–151.

8. Мазур А. В., Мазур В. И. Правило фаз Гиббса для термодинамической системы с микрогетерогенной фазой // МТОМ. – 2011. – № 1–2 (52–53). – С. 49–57.

9. Модифицирование заєвтектических силуминов обработкой расплава электрическим током / С. С. Петров, А. Г. Пригунова, С. В. Пригунов, Д. М. Ключник // Металлофизика и новейшие технологии. – 2015. – 37, № 3. – С. 383–394.

УДК 621.74:004.942

Я.Ю. Рябоволик, С.В. Конончук

Центральноукраїнський національний технічний університет (ЦНТУ), Кропивницький

КОМП’ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ДЕФЕКТІВ ЛИТТЯ ТА СПОСОБИ ЇХ УСУНЕННЯ

Ливарне виробництво є однією з базових технологій машинобудування, що забезпечує виготовлення складних деталей із металів та сплавів. Однак процес лиття супроводжується виникненням різноманітних дефектів, які знижують якість продукції та ефективність виробництва. У сучасних умовах важливу роль у вирішенні цієї проблеми відіграє комп’ютерне моделювання, яке дозволяє прогнозувати дефекти ще на етапі проєктування технологічного процесу.

Дане дослідження зумовлене необхідністю підвищення якості литих виробів та зниження виробничих витрат. Традиційні методи виявлення дефектів базуються на експериментальних випробуваннях, що потребує значних витрат часу та ресурсів. Натомість комп’ютерне моделювання дозволяє аналізувати процеси заповнення форми, кристалізації та охолодження металу, що значно підвищує ефективність виробництва [6]. Крім того, сучасні методи чисельного моделювання дають можливість досліджувати температурні, швидкісні та напружено-деформовані поля, що забезпечує комплексний підхід до аналізу процесів лиття [7].

Комп’ютерне моделювання процесів лиття базується на використанні математичних моделей, які описують фізичні явища, що відбуваються під час заповнення форми та затвердіння металу. Найбільш поширеними методами є:

- метод кінцевих елементів (FEM);
- метод кінцевих різниць (FDM);

- метод кінцевих об’ємів (FVM) [2].

Ці методи дозволяють отримати інформацію про розподіл температури, швидкість руху розплаву та формування структури матеріалу. В табл. 1 наведено найбільш поширені дефекти лиття.

Комп’ютерне моделювання дозволяє прогнозувати розташування та причини виникнення цих дефектів. Наприклад, чисельні моделі дають можливість визначити області утворення усадкової пористості та оцінити їх залежність від температурного режиму [1].

Таблиця 1 – Основні дефекти лиття та їх характеристика

Вид дефекту	Характеристика	Причини виникнення	Вплив на якість продукції
Усадкові раковини та пористість	Порожнини в тілі виливка, що утворюються внаслідок нерівномірної кристалізації металу	Недостатнє живлення металу під час затвердіння, неправильне розташування живильників, нерівномірне охолодження	Зниження міцності, поява внутрішніх дефектів, зменшення довговічності виробу
Холодні спаї (cold shut)	Неповне злиття потоків розплавленого металу, що утворює слабкі місця у виробі	Низька температура заливання, недостатня швидкість заповнення форми, складна геометрія виробу	Порушення цілісності структури, зниження механічної міцності
Газова пористість	Наявність газових бульбашок у структурі металу	Наявність газів у розплаві, висока вологість формувальних матеріалів, недостатня дегазація	Зниження щільності матеріалу, погіршення механічних властивостей
Гарячі тріщини	Тріщини, що утворюються під час кристалізації металу внаслідок внутрішніх	Нерівномірне охолодження, складна форма виливка, висока температура заливання	Руйнування виробу, різке зниження експлуатаційної

	напружень		надійності

Джерело: складено авторами

Дослідження показують, що симуляція процесів лиття дозволяє з високою точністю визначити дефекти та співвіднести їх із реальними результатами виробництва [4].

Використання комп'ютерного моделювання дає змогу не лише виявляти дефекти, але й розробляти ефективні заходи щодо їх усунення які представлені на рис. 1.

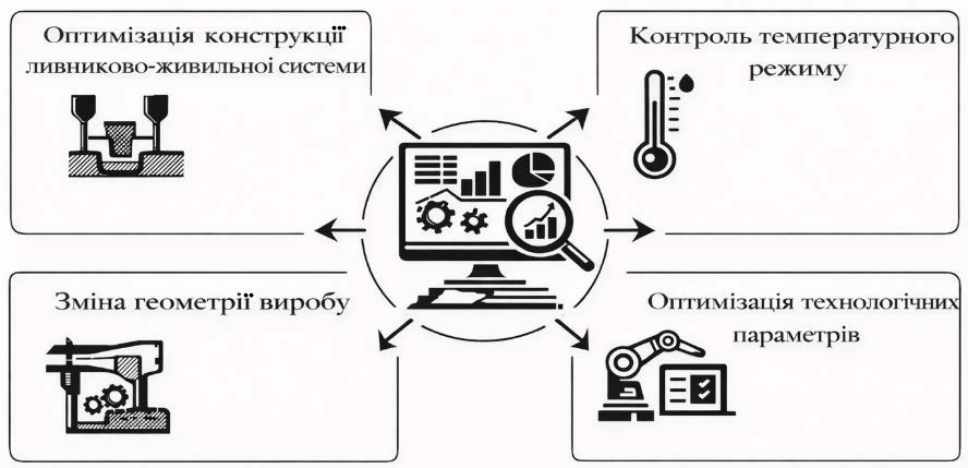


Рис.1 – Комп'ютерне моделювання як інструмент виявлення дефектів та розробки ефективних заходів їх усунення

Джерело: побудовано авторами за матеріалом [3; 5]

Оптимізація конструкції ливниково-живильної системи – правильний вибір розташування та розмірів живильників дозволяє зменшити усадкові дефекти [3]. Контроль температурного режиму – моделювання допомагає визначити оптимальні параметри охолодження та заливання металу. Зміна геометрії виробу – оптимізація товщини стінок та конструкції дозволяє уникнути концентрації напружень. Оптимізація технологічних параметрів – регулювання швидкості заливання, температури розплаву та матеріалу форми дозволяє мінімізувати дефекти [5]. Таким чином, моделювання дає змогу значно скоротити кількість експериментальних випробувань і підвищити якість продукції.

Також варто відмітити, що сучасні дослідження спрямовані на використання штучного інтелекту та машинного навчання для прогнозування дефектів. Зокрема, застосування нейронних мереж дозволяє швидко визначати температурні поля та прогнозувати якість виливків [2].

Наукові дослідження у моделюванні лиття варто спрямувати на глибоку інтеграцію цифрових технологій для точнішого прогнозування дефектів та оптимізації виробництва.

Ключовим напрямом є впровадження штучного інтелекту та машинного навчання. Нейронні мережі дозволяють аналізувати масиви даних і виявляти приховані закономірності, забезпечуючи перехід до систем, що автоматично рекомендують оптимальні параметри процесу (температуру, швидкість, конфігурацію). Це основа для створення адаптивних виробництв.

Перспективним є розвиток цифрових двійників — віртуальних копій реальних систем. У поєднанні з датчиками Інтернету речей (IoT) вони дозволяють у реальному часі відстежувати параметри та прогнозувати дефекти ще до їх появи, що забезпечує проактивне управління якістю.

Окрему увагу слід приділити автоматизації управління технологічними процесами лиття. Впровадження автоматизованих систем керування виробництвом (MES, SCADA) у поєднанні з результатами комп'ютерного моделювання дозволяє забезпечити оперативне регулювання технологічних параметрів у реальному часі. Це сприяє зниженню впливу людського фактору, підвищенню стабільності виробничих процесів та зменшенню кількості дефектної продукції.

Таким чином, подальший розвиток досліджень у зазначених напрямах сприятиме переходу ливарного виробництва до принципів Індустрії 4.0, що забезпечить підвищення якості продукції, ефективності використання ресурсів та конкурентоспроможності підприємств.

Список літератури

1. Vasava V. M., Joshi D. R. Identification of casting defects by computer simulation – a review. URL: https://www.ijert.org/identification-of-casting-defects-by-computer-simulation-a-review

2. Kang J. et al. Deep learning based heat transfer simulation of the casting process. URL: https://www.nature.com/articles/s41598-024-80515-x

3. Chandanshive S. A., Deshpande G. R. Optimization of defects in casting components using simulation technology. URL: https://repo.ijiert.org/index.php/ijiert/article/view/2004

4. Casting simulation and defect identification with experimental validation. URL: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S2214785320313304

5. Advekar A. et al. Minimization of defects by simulation of high-pressure die casting. URL: https://www.propulsiontechjournal.com/index.php/journal/article/view/4338

6. Smelov V. G. et al. Analysis of results of computer simulation of casting process. URL: https://www.scientific.net/AMM.770.223

7. Chen Z. et al. Progress in numerical simulation of casting process. URL: https://journals.sagepub.com/doi/abs/10.1177/00202940221102656

УДК 621.74:004.9

Я.Ю. Рябоволик, В.М. Ломакін

Центральноукраїнський національний технічний університет (ЦНТУ), Кропивницький

SMART FOUNDRY: ЦИФРОВІ ТЕХНОЛОГІЇ УПРАВЛІННЯ ЛИВАРНИМИ ПРОЦЕСАМИ

Сучасний розвиток промисловості характеризується активним впровадженням цифрових технологій, що трансформують традиційні виробничі процеси. Ливарне виробництво, як одна з базових галузей машинобудування, також зазнає суттєвих змін під впливом концепції Індустрії 4.0. У цьому контексті формується новий підхід – Smart Foundry (розумне ливарне виробництво), який передбачає інтеграцію інформаційних, цифрових та аналітичних технологій у всі етапи виробництва.

Дане дослідження обумовлене необхідністю підвищення ефективності, якості та конкурентоспроможності ливарних підприємств в умовах глобалізації та цифровізації економіки. Традиційні методи управління вже не забезпечують необхідного рівня гнучкості та точності. Водночас впровадження цифрових технологій, таких як IoT, штучний інтелект і цифрові двійники, дозволяє оптимізувати виробничі процеси, знижувати рівень дефектів і підвищувати продуктивність підприємств [2; 4].

Концепція Smart Foundry передбачає створення інтегрованого цифрового середовища, у якому всі етапи ливарного виробництва – від проєктування до контролю якості – об’єднані в єдину інформаційну систему (рис. 1).



Рис. 1 – Концепція Smart Foundry

Джерело: побудовано авторами

Однією з ключових складових є *комп'ютерне моделювання ливарних процесів*, яке дозволяє прогнозувати поведінку розплаву, процеси кристалізації та ймовірність виникнення дефектів. Використання спеціалізованого програмного забезпечення (наприклад, MAGMA, ProCAST) дає змогу оптимізувати конструкцію ливарно-живильної системи та підвищити вихід придатної продукції [5].

Важливу роль відіграє *Інтернет речей (IoT)*, що забезпечує збір даних у реальному часі за допомогою сенсорів. Зокрема, контроль температури, тиску та інших параметрів процесу дозволяє своєчасно виявляти відхилення та запобігати виникненню дефектів [6]. Крім того, IoT-технології забезпечують дистанційний моніторинг і зменшують вплив людського фактору [3].

Ще одним ключовим компонентом сучасного ливарного виробництва є застосування технологій *штучного інтелекту (AI)* та аналітики даних. Їх використання забезпечує можливість прогнозування виникнення дефектів, оптимізації технологічних параметрів виробництва, а також впровадження систем предиктивного технічного обслуговування обладнання. Завдяки цьому підприємства можуть мінімізувати ризик незапланованих зупинок, зменшити втрати часу та ресурсів і, як наслідок, підвищити загальну ефективність виробничої діяльності [6].

Концепція Smart Foundry також включає *цифрові двійники*, які є віртуальними копіями реальних виробничих процесів. Вони дозволяють моделювати різні сценарії, оцінювати їх ефективність і приймати обґрунтовані управлінські рішення.

Особливе значення має *інтеграція виробничих процесів* у єдину цифрову систему. Це забезпечує прозорість, простежуваність і контроль якості продукції на всіх

етапах життєвого циклу. Наприклад, використання QR-кодів і хмарних технологій дозволяє відстежувати весь процес виготовлення виливка – від моделі до готового виробу [3].

У результаті впровадження Smart Foundry досягаються такі ефекти:

- зниження рівня браку;
- скорочення витрат;
- підвищення продуктивності;
- оптимізація використання ресурсів;
- забезпечення стабільності виробничих процесів [1].

Таким чином, Smart Foundry є сучасною концепцією розвитку ливарного виробництва, яка базується на інтеграції цифрових технологій у виробничі процеси. Використання комп'ютерного моделювання, IoT, штучного інтелекту та цифрових двійників дозволяє суттєво підвищити ефективність управління, знизити рівень дефектів і забезпечити високу якість продукції. Перехід до розумного виробництва є необхідною умовою підвищення конкурентоспроможності підприємств у сучасних умовах.

Подальші наукові дослідження у сфері цифровізації ливарного виробництва доцільно спрямувати на комплексне вдосконалення технологічних, інформаційних та управлінських рішень, що забезпечують реалізацію концепції Smart Foundry.

Насамперед актуальним є розроблення інтегрованих платформ управління ливарним виробництвом, які об'єднують у єдине цифрове середовище всі етапи виробничого процесу – від проєктування та моделювання до контролю якості та логістики. Такі платформи повинні забезпечувати синхронізацію даних між різними підсистемами (ERP, MES, SCADA), підтримувати прийняття управлінських рішень у реальному часі та сприяти підвищенню прозорості виробничих процесів.

Важливим напрямом є вдосконалення методів прогнозування дефектів на основі штучного інтелекту. Подальші дослідження мають бути спрямовані на створення адаптивних моделей машинного навчання, здатних враховувати специфіку різних технологій лиття, властивості матеріалів і виробничі умови. Використання таких моделей дозволить підвищити точність прогнозування, своєчасно виявляти потенційні відхилення та мінімізувати кількість браку.

Перспективним є також розвиток цифрових двійників ливарних процесів із використанням реальних виробничих даних. Поєднання віртуальних моделей із даними, отриманими від сенсорів у режимі реального часу, дозволяє створювати динамічні системи, здатні відображати фактичний стан виробництва. Це відкриває

можливості для проведення сценарного аналізу, оптимізації технологічних параметрів і впровадження про-активного управління виробничими процесами.

Окрему увагу слід приділити підвищенню рівня автоматизації та автономності виробничих систем. Впровадження роботизованих комплексів, автоматизованих ліній та інтелектуальних систем керування дозволяє зменшити вплив людського фактору, підвищити стабільність технологічних процесів і забезпечити безперервність виробництва. У перспективі це сприятиме переходу до повністю автономних «розумних» виробничих систем.

Не менш важливим напрямом є дослідження економічної ефективності впровадження концепції Smart Foundry на підприємствах України. Зокрема, необхідно оцінити вплив цифровізації на витрати виробництва, продуктивність праці, якість продукції та рівень конкурентоспроможності підприємств. Проведення таких досліджень дозволить обґрунтувати доцільність інвестицій у цифрові технології та сформувати рекомендації щодо їх ефективного впровадження з урахуванням національних особливостей розвитку промисловості.

Таким чином, реалізація зазначених напрямів досліджень сприятиме формуванню інноваційної моделі розвитку ливарного виробництва, орієнтованої на принципи Індустрії 4.0, підвищення технологічного рівня підприємств та їх інтеграцію у глобальні виробничі ланцюги.

Список літератури

1. Smart Casting® – towards zero defect foundry. URL: https://www.azterlan.es/en/kh/smart-casting

2. Smart manufacturing sparks new era in foundry operations. URL: https://www.industrialtechmag.com/2025/01/07/smart-manufacturing-sparks-new-era-in-foundry-operations/

3. The “IoT 4.0” smart foundry: traceability of casting lifecycle. URL: https://www.fonderiearIotti.com/en/the-smart-foundry

4. Technology + Process Improvement: The Next Phase of Smart Metalcasting. URL: https://www.foundrymag.com/issues-and-ideas/article/55274297/technology-process-improvement-the-next-phase-of-smart-metalcasting-advanced-manufacturing

5. Industry 4.0 in Casting & Forging. URL: https://castingforgingsource.com/technology.html

6. Artificial Intelligence of Things Infrastructure for Quality Control in Cast Manufacturing. URL: https://www.mdpi.com/2076-3417/15/4/2068

УДК 621.746.6:669.046.516.4:669.715

В.Ю. Селівьорстов, Ю.В. Доценко

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ НИЗЬКОЧАСТОТНОЇ ВІБРАЦІЇ ТА МОДИФІКУВАННЯ НА ЩІЛЬНІСТЬ СПЛАВУ Д16

Відомо, що управління структуроутворенням при використанні активних методів зовнішніх фізичних впливів, до яких, в тому числі, можна віднести низькочастотну (до 200 Гц) вібрацію в процесі затвердіння розплаву в ливарній формі та традиційне модифікування, забезпечує підвищення механічних властивостей литого металу та зниження браку виливків, зокрема при литті в кокіль [1 - 4]. В цьому сенсі дослідження комплексного впливу віброобробки та модифікування на фізичні властивості литого сплаву і, зокрема, його щільність, представляють інтерес, в тому числі, з точки зору перспектив розробки раціональних режимів такого впливу (частоти та амплітуди вібрації, вмісту модифікатора тощо).

Дослідження проводили в промислових умовах Плавку сплаву марки Д16 (табл. 1) проводили в печі САТ - 04. Заливку здійснювали в сталевий витряхний кокіль з середньою товщиною стінки 20 мм та висотою робочої порожнини 150 мм. Внутрішню поверхню кокілю, підігрітого до температури 250 ± 5 ^{0}С, покривали ливарною фарбою на основі дистен-силіманіту. Температура випуску - 630± 5 ^{0}С. Обробку твердіючого в формі сплаву здійснювали за допомогою вібростолу з частотою 100 та 150 Гц, ввівши попередньо в розплав модифікатор на основі високодисперсного карбіду кремнію в кількості 0,1 мас.%.

Таблиця 1 – Хімічний склад сплаву Д16, мас.%

Mg	Cu	Si	Fe	Zn	Ti	Mn	Al
1.58	4.88	0.27	0.19	0.05	0.05	0.62	92,36

Щільність алюмінієвого сплаву визначали методом гідростатичного зважування

з точністю 0,001 г/см^3. Зразки, що не містять тріщин і порожнин, зважували на аналітичних вагах на повітрі і в чотирихлористому вуглеці та робили обчислювання за формулою (1):

$$d_{обр} = \frac{P_в}{P_в - P_ж}(d_ж - 0{,}0012) + 0{,}0012 \quad (1)$$

де $d_{обр.}$ – щільність зразка, г/см^3;

$P_в$ – маса зразка в повітрі, г;

$P_ж$ – маса зразка в CCl_4, г;

dж. – щільність CCl_4, г/см^3 .

Результати визначення щільності металу виливків після обробки модифікуванням та вібрацією за різними режимами представлені в таблиці 2.

Таблиця 2 – Щільність литого сплаву Д16

№ зразка	Вплив	Частота, Гц	Маса зразка в повітрі, г	Маса зразка в CCl_4, г	Щільність зразків, г/см^3
1	вібрація	100	6.97	2.589	2.609
2	вібрація	100	5.730	2.434	2.770
3	вібрація + модифікування	150	4.075	1.739	2.780
4	вібрація + модифікування	150	6.97	2.984	2.786

Отримані результати показали підвищення щільності сплаву при використанні комплексного впливу вібрації та модифікування в порівнянні з окремо взятим вібраційним впливом. Збільшення показників щільності спостерігається також при підвищенні частоти вібрації. Треба відзначити, що ефективність вплив зазначених активних дій очевидно визначається індивідуально в залежності від використовуваних сплаву, типу модифікатора (а також його кількості), теплофізичних умов затвердіння (матеріалу форми) та інших значущих факторів. Проте, приведені дані свідчать про перспективність подальших досліджень в напрямку розробки та використання комплексних технологій обробки сплавів як на етапі підготовки розплаву до заливки, так і на етапі формування виливка.

Список літератури

1. Селівьорстов В.Ю. Дослідження впливу низькочастотної віброобробки та модифікування на якість виливків із сплаву системи Al-Si, що твердіють в кокілі / В.Ю. Селівьорстов, Ю.В. Доценко, А.Ю. Хорішко, А.І. Корнійчук // Науковий журнал «Молодий вчений». – 2016. - №9 (36). С.101 – 106.

2. Селівьорстов В.Ю. Вплив віброобробки та модифікування на властивості виливків із сплаву системи Al-Si, що твердіють в кокілі / В.Ю. Селівьорстов, Ю.В. Доценко, Н.В. Доценко // Металургійна та горнорудна промисловість. – 2016. - №6. - С. 17 – 22.

3. Influence of Low-Frequency Vibration and Modification on Solidification and Mechanical Properties of Al-Si Casting Alloy / V. Selivorstov, Y. Dotsenko, K. Borodianskiy // Materials. - Basel, Switzerland, 2017. - Volume 10, Issue 5 (May 2017), 560; doi:10.3390/ma10050560. (SCOPUS, Web of Science)

4. 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.

УДК 621.74:504

Т. В. Семенова, М. С. Понамарьова

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ОЦІНКА ЕКОЛОГІЧНОГО РІВНЯ ВИРОБНИЦТВА ПРОКАТНИХ ВАЛКІВ

В сучасних умовах розвитку промисловості особливого значення набуває питання екологізації виробництва. Це пов’язано з посиленням антропогенного навантаження на довкілля, зростанням вимог екологічного законодавства та необхідністю забезпечення сталого розвитку підприємств. Металургійна галузь, зокрема виробництво прокатних валків, належить до екологічно небезпечних видів діяльності, що обумовлює необхідність оцінки її впливу на навколишнє середовище.

Об’єктом аналізу є діяльність підприємства, що спеціалізується на виготовленні

прокатних валків, де основним виробничим підрозділом є ливарне виробництво. Саме цей етап технологічного процесу здійснює найбільший негативний вплив на довкілля, що проявляється у викидах шкідливих речовин в атмосферу, утворенні відходів та забрудненні водних ресурсів.

Технологічний процес виробництва прокатних валків включає плавку металу, формування, заливку, охолодження, обрубку та механічну обробку виробів. На етапі плавки використовуються індукційні, дугові та полум'яні печі, які є джерелами значних викидів оксидів вуглецю, сірки, азоту, а також пилу та інших шкідливих речовин. Особливо небезпечними є процеси модифікації чавуну магнієм, які супроводжуються виділенням токсичних газів [1].

Система показників, що використовується для оцінювання ефективності використання природних ресурсів і рівня екологічної безпеки ливарного виробництва прокатних валків, має відповідати низці ключових вимог:

1) забезпечувати всебічну та узагальнену оцінку екологічного стану ливарних підрозділів;

2) передбачати диференційований підхід до аналізу розвитку окремих складових з урахуванням їх економічної сутності та ролі у технологічному процесі й підвищенні результативності діяльності підприємства;

3) виключати повторення або дублювання показників;

4) враховувати особливості функціонування різних ливарних цехів;

5) ґрунтуватися на інформації, доступній у системах обліку та звітності підприємства;

6) передбачати простоту розрахунків і помірну трудомісткість застосування показників.

Екологічний рівень ливарного виробництва пропонується оцінювати за допомогою наступних показників:

1) питома вага природоохоронних основних засобів у загальній їх вартості:

$$\alpha_{охр} = \frac{\overline{ОЗ_{охр}}}{\overline{ОЗ}}, \qquad (1)$$

де $\overline{ОЗ_{охр}}$ – середньорічна вартість природоохоронних основних засобів;

$\overline{ОЗ}$ – середньорічна вартість основних засобів;

- коефіцієнт очищення газового потоку, який характеризує концентрацію шкідливих речовин в одиниці початкового та очищеного потоків газів та відносну екологічну небезпеку забруднення:

$$КОГ = \sum_i \gamma_i \cdot \left(\alpha_i^0 - \alpha_i^1\right) / \sum_i \gamma_i \alpha_i^0, \quad (2)$$

де α_i^0 і α_i^1 - концентрація і-го елемента в одиниці початкового і очищеного потоків газів;

γ_i - відносна екологічна небезпека забруднення і-м елементом;

- коефіцієнт очищення стічних вод, який характеризує концентрацію забруднювачів в стічних водах до і після очищення та рівень відносної не-безпеки кожного виду забруднення:

$$КОВ = \sum_i \left(\beta_i^0 - \beta_i^1\right) \cdot A^i / \sum_i \beta_i^0 \cdot A^i, \quad (3)$$

де β_i^0 і β_i^1 - концентрація і-го виду забруднювача в стічних водах до і після очищення;

A^i - коефіцієнт відносної небезпеки і-го виду забруднення;

- ступінь ізольованості води (частка води, яка повторно використовується):

$$\alpha_в = \frac{V_{пов}}{V}, \quad (4)$$

де $V_{пов}$ - обсяг води, яка повторно використовується, м^3;

V - загальний обсяг використаної води, м^3;

- коефіцієнт корисного використання відходів, який характеризує масу відходів після переробки і масу відходів, які були поховані або безповоротно втрачені:

$$ККВ_о = (V_i^0 - V_i^1)/V_i^0, \quad (5)$$

де V_i^0 і V_i^1 - маса відходів після переробки і маса відходів, похованих або безповоротно втрачених, т.

Для оцінки раціонального використання природних ресурсів та рівня охорони навколишнього середовища ливарного виробництва прокатних валків (екологічного рівня) запропоновано використовувати кількісну оцінку показників [2].

Оцінка наведених вище показників визначається за допомогою коригуючого показника, який розраховується як відношення базового показника до еталонного, помноженого на коефіцієнт вагомості показника:

$$K_i = \frac{g_{бі}}{g_{Ei}} \times W_i, \quad (6)$$

де $g_{бі}, g_{Ei}$ – значення базового та еталонного i-того показника;

W_i – коефіцієнт вагомості i-того показника.

Деякі показники можуть мати обернений характер впливу, тобто їх зменшення супроводжується підвищенням ефективності діяльності підприємства. У таких випадках інтегральний показник доцільно визначати як відношення еталонного значення до фактичного (базового).

Для визначення вагомості окремих показників пропонується використовувати їх грошове вираження. Показники екологічного рівня можуть бути представлені у вигляді витрат, пов'язаних зі сплатою екологічних платежів за забруднення навколишнього середовища (атмосферного повітря, водних ресурсів, ґрунтів), а також витрат на природоохоронні заходи та використання природних ресурсів.

Розрахунки доцільно здійснювати на прикладі ливарного цеху металургійного або машинобудівного підприємства, який є типовим за умовами виробництва, рівнем технічного оснащення, характеристиками продукції та організацією праці.

На наступному етапі всі показники переводяться у вартісну форму, після чого визначається їх загальна сума. Частка кожного показника в цій сумі відображає його вагомість у формуванні загального екологічного рівня. Сума всіх вагових коефіцієнтів при цьому дорівнює одиниці.

Слід зазначити, що запропонований підхід не забезпечує абсолютно точної оцінки, оскільки навіть у межах однієї галузі підприємства можуть суттєво відрізнятися за структурою використання ресурсів та характером впливу на довкілля. Водночас цей метод має суттєву перевагу над експертними оцінками, які широко застосовуються на практиці. Експертні підходи часто мають суб'єктивний характер і не завжди дозволяють об'єктивно врахувати різноманітність технологій і продукції. Натомість запропонований підхід базується на фактичних витратах, що забезпечує більш обґрунтовану та наближену до реальності оцінку вагомості екологічних показників.

Важливим аспектом оцінки екологічного рівня є визначення ефективності використання природних ресурсів. У виробництві прокатних валків значну частку сировини становить чавун (понад 80%), а також металобрухт і феросплави. Раціональне використання цих ресурсів дозволяє зменшити обсяг відходів і знизити негативний вплив на довкілля.

Оцінка екологічного рівня виробництва прокатних валків також передбачає аналіз відповідності діяльності підприємства екологічним нормам і стандартам. У сучасних умовах підприємства зобов'язані впроваджувати системи екологічного менеджменту, здійснювати моніторинг викидів та регулярно звітувати про стан

навколишнього середовища. Недотримання цих вимог призводить до накладення штрафів і зростання витрат підприємства.

З метою підвищення екологічного рівня виробництва прокатних валків доцільно впроваджувати комплекс заходів, серед яких:

- модернізація плавильного обладнання та перехід на більш екологічні технології;
- встановлення газоочисних установок і систем пиловловлювання;
- повторне використання відходів виробництва (рециклінг);
- оптимізація технологічних процесів з метою зниження енерговитрат;
- впровадження екологічного менеджменту та системи контролю за впливом на довкілля.

Проведена оцінка показала, що виробництво прокатних валків має значний негативний вплив на довкілля, особливо через викиди пилу та газів. Використання системи натуральних, вартісних та інтегральних показників дозволяє комплексно оцінити екологічний рівень виробництва.

Список літератури

1. Джемельський В. В., та ін. Ливарне виробництво : підручник. Київ : НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», 2012. 304 с.

2. Семенова Т. В., Кербікова А. С. Дослідження соціально-екологічного рівня ливарного виробництва. *Економічний вісник Запорізької державної інженерної академії*. 2018. №2. С. 84–87.

УДК 669.017:669.15

Р.А. Сергієнко[1], Р. С. Сергійко[1], О.В. Железняк[1], О.С. Роїк[2], Д.С. Каніболоцький[1], В. А. Щерецький[1], М. І. Науменко[1], А. М. Верховлюк[1]

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

[2]Київський національний університет імені Тараса Шевченка, Київ

rsruslan17@gmail.com

ПРИГОТУВАННЯ ТА СТРУКТУРА ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ FeNiCrCuMnV

Однією з часто зустрічуваних інтерметалічних фаз, виявлених у високоентропійних сплавах (ВЕС), є σ-фаза [1]. Зокрема, вона виявляється в ряді

багатокомпонентних сплавів, що містять хром і ванадій, таких як $Al_xCrFe_{1,5}MnNi_{0,5}$ [2], CoCrFeNiV [3], $CoCrFeNiMnV_x$ [4] або $Al_{0,5}CoCrCuFeNiV_x$ [5] та інших [6]. σ-фаза є топологічно щільноупакованою фазою з тетрагональною структурою і відома своєю високою твердістю [7]. У даній роботі досліджено структуру та твердість серії сплавів $FeNiCrCuMnV_x$ (x = 2,5; 5; 10; 15 %, відн. ат. част.) у литому стані.

Сплави $FeNiCrCuMnV_x$ з різною кількістю ванадію виплавляли на повітрі методом індукційної плавки в графітовому тиглі з набивною нейтральною футерівкою із оксидів алюмінію та магнію. Через високу хімічну активність до кисню марганець та ванадій вводили у розплав у вигляді лігатур мідь-марганець (Cu-34Mn) і нікель-ванадій (Ni-47V) з масовими частками марганцю та ванадію біля 34 % і 47 %, відповідно. Лігатуру Ni-47V виплавляли в середовищі аргону, при такому складі вона плавилася при температурі 1202 ºС. При виготовленні лігатур використовували мідь М1 (99,9 %), порошковий марганець (99,95 %), катодний нікель Н-1 (≥ 99,9 %) та ванадій ВНМ-1 (99,9 %). Хром вводили у вигляді низьковуглецевого ферохрому ФХ010А, а залізо — у складі сталі 10Х18Н9Л. Зразки масою близько 100 г виплавляли в атмосфері аргону (99,998 %) у вакуумній індукційній печі з використанням високочистих компонентів: карбонільного заліза особливої чистоти ТУ 6-09-3000-78 (≥ 99,99 %), електролітичного хрому ЭРХ1 (≥ 99,7 %), марганцю Мн997 (≥ 99,7 %), міді М1 та нікелю Н-1.

Під час виплавки на повітрі спочатку в тиглі розплавляли сталь, після чого вводили ферохром і нікель, а на завершальному етапі – лігатури Cu–34Mn та Ni–47V. Температура перегріву розплаву становила 1500 –1550 °С. Після приготування сплаву рідкий метал заливали у піщано-глинисті форми або отримували виливки методом лиття за газифікованими моделями. При виплавці в атмосфері аргону розплави кристалізувалися безпосередньо в алундових тиглях.

Дослідні сплави не містили дорогого кобальту, який зазвичай входить до складу високоентропійних систем на основі перехідних металів [3 – 6]. В якості базових елементів було обрано Fe, Ni, Cr, Cu та Mn, оскільки вони мають близькі значення атомних радіусів (Fe – 1,241 Å, Ni – 1,246 Å, Cr – 1,249 Å, Cu – 1,278 Å, Mn – 1,27 Å) і є відносно недорогими. З метою підвищення жаростійкості та зносостійкості до складу сплавів вводили хром (Cr) і додатково ванадій (V). У сплавах також були присутні домішки вуглець (C) і кремній (Si) оскільки під час виплавки в якості шихтових матеріалів використовувалися сталь і ферохром. Вуглець, як правило, сприяє утворенню складних карбідів, тоді як ванадій може формувати σ-фазу типу FeCr, що підвищує зносостійкість сплавів. Крім того, хром і кремній істотно уповільнюють

процеси окиснення завдяки утворенню щільних захисних оксидних плівок, тому їх введення також спрямоване на підвищення жаростійкості матеріалу.

За допомогою рентгенофазового аналізу, виконаного на дифрактометрі Bruker D8 Advance, встановлено, що високоентропійні сплави систем $Fe_{19,5}Ni_{19,5}Cr_{19,5}Cu_{19,5}Mn_{19,5}V_{2,5}$ та $Fe_{19}Ni_{19}Cr_{19}Cu_{19}Mn_{19}V_5$ складаються з трьох твердих розчинів, які утворені на основі двох фаз з ГЦК-гратками (ГЦК1, ГЦК2) та однієї ОЦК-гратки (рис. 1а, б). Періоди ГЦК1, ГЦК2 та ОЦК-граток становлять 3,606–3,613 Å, 3,655–3,675 Å та 2,88–2,90 Å, відповідно. Невеликий пік при 2θ =45,9° на дифрактограмі сплаву $Fe_{19}Ni_{19}Cr_{19}Cu_{19}Mn_{19}V_5$ (рис. 1б) з використанням Co-K*a* випромінювання можна віднести до складного карбіду $(CrFe)_7C_3$, так як при приготуванні цього зразку використовували чавун марки ЧН17Д3Х2 з кількістю вуглецю 2,5-2,9 %, мас. част.

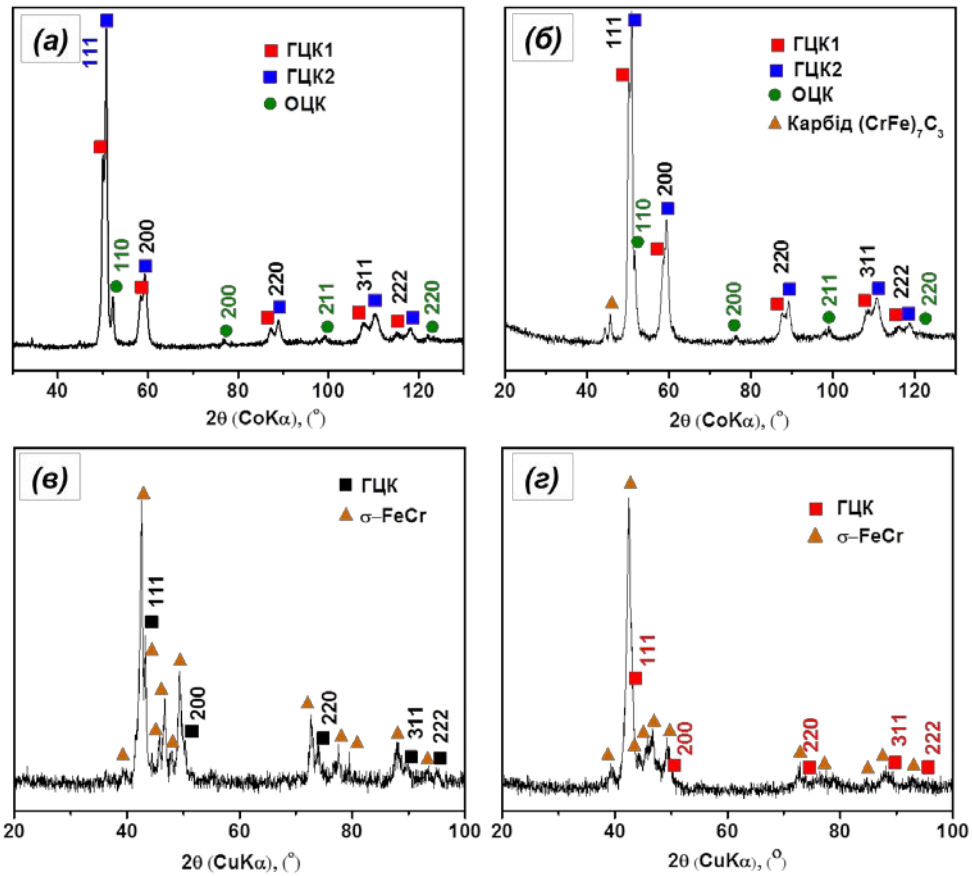
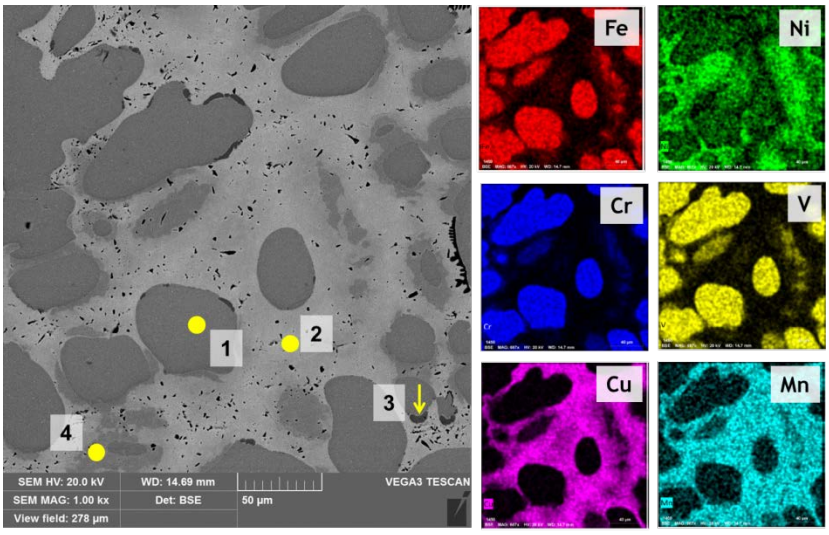


Рис. 1 – Дифрактограми високоентропійних сплавів системи $FeNiCrCuMnV_x$ (x %, відн. ат. част.): плавка на повітрі а – x= 2,5, б – x= 5, в – x= 10, г – x= 15.

Рентгенофазовий аналіз сплавів $Fe_{18}Ni_{18}Cr_{18}Cu_{18}Mn_{18}V_{10}$ та $Fe_{17}Ni_{17}Cr_{17}Cu_{17}Mn_{17}V_{15}$, виконаний на дифрактометрі Rigaku Ultima IV, засвідчив

наявність у їхній структурі фази з ГЦК-структурою та σ-фази (просторова група $P4_2/mnm$ (№136)) (рис. 1в, г). Визначені параметри граток становлять: для ГЦК-фази a = 3.675 - 3.6957 Å; для σ-фази a = 8.86(3) - 8.866(6) Å, b = 8,86(3) – 8,866(6) Å, c = 4,582(3) – 4,595(16) Å.

За допомогою скануючого електронного мікроскопу VEGA3 TESCAN з енергодисперсійним мікроаналізатором Bruker встановлено хімічний склад дендритів і міждендритного простору. Дослідження мікроструктури зразку $Fe_{18}Ni_{18}Cr_{18}Cu_{18}Mn_{18}V_{10}$ показали, що сплави складаються із первинних дендритів з гілками овальної форми та другої фази, що утворюється з залишкової рідини і формує міждендритний простір (рис. 2). На рисунку 2а структурні складові високоентропійних сплавів позначено цифрами, а їх хімічний склад позначено кольоровими картами розподілу елементів (рис. 2б) і наведено в таблиці 1. В дендритах присутні в більшій кількості тугоплавкі елементи (Fe, Cr, V), в міждендритному просторі розташовуються елементи з меншою температурою плавлення (Cu, Mn), а нікель (Ni) в рівних відносних атомних частках розподілений між двома фазами та облямовує краї дендритів. Концентрація валентних електронів (VEC) вказує на ймовірність утворення кількох твердих розчинів у сплаві $Fe_{18}Ni_{18}Cr_{18}Cu_{18}Mn_{18}V_{10}$ на основі фаз з ГЦК та ОЦК ґратками (табл. 1). Водночас



(а) *(б)*

Рис. 2 – Фотографія СЕМ мікроструктури (а) та кольорові карти розподілу елементів (б) литого високоентропійного сплаву $Fe_{18}Ni_{18}Cr_{18}Cu_{18}Mn_{18}V_{10}$.

Таблиця 1 – Відносна атомна частка, % та середня концентрація валентних електронів (VEC) фазових складових високоентропійного сплаву $Fe_{18}Ni_{18}Cr_{18}Cu_{18}Mn_{18}V_{10}$

Місце аналізу	Fe	Ni	Cr	Mn	Cu	V	VEC
1	27,80	16,36	27,69	10,52	2,67	14,98	7,30
2	1,67	13,12	1,04	26,55	57,35	0,26	9,70
3	18,20	4,32	50,43	10,07	0,96	16,02	6,53
4	23,63	28,26	14,82	15,79	8,02	9,48	8,07

значення VEC не свідчать про утворення інтерметалідів, для таких фаз потрібні додаткові термодинамічні та структурні моделі. Підвищений вміст міді та марганцю в міждендритному просторі (рис. 2а, табл. 1) вказує на ймовірність формування тут ГЦК-структури (VEC = 9,7; позиція № 2). Скупчення хрому на кінцях дендритів свідчить про можливе утворення фази з ОЦК-структурою (VEC = 6,53; позиція № 3) у незначній кількості, що узгоджується з відсутністю її чіткої фіксації методом рентгенівської дифракції через малу об’ємну частку. Розрахунок концентрації валентних електронів всередині дендритів (VEC = 7,3; позиція № 1) вказує на ймовірність формування змішаної структури (ГЦК + ОЦК). Водночас наявність у дендритах елементів Fe, Cr і V (рис. 2б), відповідно до рентгенівських досліджень, свідчить про формування тетрагональної σ-фази типу FeCr із просторовою групою $P4_2/mnm$.

Мікротвердість може бути використана для диференціації фаз, однак не є прямим методом їх ідентифікації. Лише комплексний підхід – поєднання вимірювань мікротвердості з результатами XRD та SEM-EDX – забезпечує повне уявлення про фазовий склад матеріалу. Встановлено, що у сплавах $Fe_{19,5}Ni_{19,5}Cr_{19,5}Cu_{19,5}Mn_{19,5}V_{2,5}$ та $Fe_{19}Ni_{19}Cr_{19}Cu_{19}Mn_{19}V_5$ мікротвердість дендритів приблизно у 1,5 раза вища, ніж у міждендритного простору, що пов’язано з підвищеним вмістом хрому, заліза та ванадію в дендритах. А для сплавів $Fe_{18}Ni_{18}Cr_{18}Cu_{18}Mn_{18}V_{10}$ та $Fe_{17}Ni_{17}Cr_{17}Cu_{17}Mn_{17}V_{15}$ мікротвердість дендритів у 4–5 разів перевищує мікротвердість міждендритного простору (табл. 2), що зумовлено значно вищою твердістю σ-фази порівняно з ГЦК-фазою. Підвищена твердість σ-фази пояснюється її складною тетрагональною кристалічною структурою та щільним упакуванням атомів.

Таблиця 2 – Мікротвердість ($H_μ$) матриці та дендритів, твердість за Віккерсом (HV) і Брінеллем сплавів системи $FeNiCrCuMnV_x$

Сплав	$H_μ$, кгс/мм^2		Твердість, кгс/мм^2	
	Матриця	Дендрити	HV	HB
$Fe_{20}Ni_{20}Cr_{20}Cu_{20}Mn_{20}$	233	233	252	156
$Fe_{19,5}Ni_{19,5}Cr_{19,5}Cu_{19,5}Mn_{19,5}V_{2,5}$	219	331	261	224
$Fe_{19}Ni_{19}Cr_{19}Cu_{19}Mn_{19}V_5$	276	460	289	229
$Fe_{18}Ni_{18}Cr_{18}Cu_{18}Mn_{18}V_{10}$	208	802	363	321
$Fe_{17}Ni_{17}Cr_{17}Cu_{17}Mn_{17}V_{15}$,	234	1110	419	363

Збільшення вмісту ванадію до 10-15 %, відн. ат. част. призводить до зростання загальної твердості у 2,5–3 рази порівняно зі сплавом $Fe_{20}Ni_{20}Cr_{20}Cu_{20}Mn_{20}$ без додавання ванадію (табл. 2). У роботі [8] показано, що мікротвердість сплавів добре корелює зі зміною об'ємної частки σ-фази.

Список літератури

1. Tsai M.-H., Tsai K.-Y., Tsai C.-W., Lee C., Juan C.-C., Yeh J.-W. Criterion for sigma phase formation in Cr- and V-containing high-entropy alloys. *Materials Research Letters*. 2013. V. 1. № 4. P. 207–212.

2. Chen S.-T., Tang W.-Y., Kuo Y.-F., Chen S.-Y., Tsau C.-H., Shun T.-T., Yeh J.-W. Microstructure and properties of age-hardenable $Al_xCrFe_{1.5}MnNi_{0.5}$ alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2010. V. 527. P. 5818–5825.

3. Salishchev G.A., Tikhonovsky M.A., Shaysultanov D.G., Stepanov N.D., Kuznetsov A.V., Kolodiy I.V., Tortika A.S., Senkov O.N. Effect of Mn and V on structure and mechanical properties of high-entropy alloys based on FeCrCoNi system. *J. Alloys Compounds.* 2014. V. 591. P. 11–21.

4. Stepanov N.D., Shaysultanov D.G., Salishchev G.A., Tikhonovsky M.A., Oleynik E.E., Tortika A.S., Senkov O.N. Effect of V content on microstructure and mechanical properties of the $CoCrFeMnNiV_x$ high entropy alloys. *J. Alloys Compounds.* 2015. V. 628. P. 170–185.

5. Chen M.-R., Lin S.-J., Yeh J.-W., Chen S.-K., Huang Y.-S., Chuang M.-H. Effect of vanadium addition on the microstructure, hardness and wear resistance of $Al_{0,5}CoCrCuFeNi$ high-entropy alloy. *Metal. Mater. Trans. A.* 2006. V. 37. № 5. P. 1363–1369.

6. Shaysultanov D.G., Stepanov N.D., Kuznetsov A.V., Salishchev G.A., Senkov O.N. Phase composition and superplastic behavior of a wrought AlCrCuNiFeCo highentropy alloy. *JOM.* 2013. V. 65. P. 1815–1828.

7. Hall E.O., Algie S.H. The Sigma Phase. *International Materials Review.* 1966. V. 11. № 1. P. 161–88.

8. Shaysultanov D. G., Stepanov N. D., Salishchev G. A., and Tikhonovsky M. A. Effect of Heat Treatment on the Structure and Hardness of High-Entropy Alloys $CoCrFeNiMnV_x$ (x = 0.25, 0.5, 0.75, 1). *Physics of Metals and Metallography*. 2017. V. 118. №. 6. P. 579–590.

УДК 669.162.275:539.24/27

Є. М. Сігарьов[1], О. М. Смірнов[2], С. В. Семірягін[2], А. А. Похвалітий[1], Д. В. Орлов[3], Ю. П. Скоробагатько[2]

[1]Дніпровський державний технічний університет (ДДТУ), Кам'янське

[2]Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

[3]ТОВ «ТУРБОГАЗ УЖГОРОД», Ужгород

ВПЛИВ ВМІСТУ КРЕМНІЮ НА КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ ФЕРОСИЛІЦИДУ ПРИ КОНТАКТІ З АГРЕСИВНИМИ СЕРЕДОВИЩАМИ

Корозійне руйнування сплавів у кислотних середовищах і надалі залишається однією з найактуальніших проблем металургії та хімічної інженерії, оскільки подібні умови є характерними для більшості технологічних процесів у хімічній, нафтохімічній і фармацевтичній галузях. Інтенсивна дія мінеральних кислот, таких як сірчана, азотна та соляна, у поєднанні з підвищеними температурами та динамічними потоками середовища спричиняє прискорене руйнування металевих матеріалів, що, у свою чергу, істотно скорочує експлуатаційний ресурс обладнання.

Основною причиною корозії у кислотних середовищах є електрохімічна взаємодія металу з компонентами розчину, внаслідок чого відбувається окиснення металу та його перехід у іонний стан [1, 2]. У таких умовах процеси анодного розчинення металу поєднуються з катодними реакціями, зокрема виділенням водню, що сприяє розвитку рівномірної або локальної корозії. Залежно від складу сплаву та

умов середовища можуть реалізовуватися різні механізми корозійного руйнування: рівномірна корозія, міжкристалітна та щілинна корозія [3, 4].

Інтенсивність корозійних процесів визначається низкою факторів, серед яких вирішальне значення мають концентрація кислоти, температура, швидкість руху середовища, а також хімічний склад і структура матеріалу. Зі зростанням концентрації кислоти та температури, як правило, спостерігається збільшення швидкості корозії внаслідок прискорення електрохімічних реакцій і підвищення розчинності продуктів корозії.

Важливу роль у підвищенні корозійної стійкості металів і сплавів відіграють легувальні елементи, які здатні змінювати як термодинамічні, так і кінетичні характеристики корозійних процесів. Їх дія насамперед пов’язана з формуванням на поверхні матеріалу захисних пасивуючих плівок, що перешкоджають контакту металу з агресивним середовищем і значно уповільнюють перебіг електрохімічних реакцій.

Серед найбільш ефективних легувальних елементів слід виділити хром, нікель, молібден і марганець [5]. Хром є ключовим елементом, що забезпечує пасивацію за рахунок утворення щільної та адгезійно міцної оксидної плівки Cr_2O_3, яка характеризується високою хімічною стійкістю та здатністю до самовідновлення. Нікель сприяє підвищенню стабільності пасивного стану, покращує корозійну стійкість у відновних середовищах і знижує схильність до локалізованих форм корозії. Молібден, у свою чергу, істотно підвищує опір пітинговій і щілинній корозії, особливо в середовищах, що містять іони хлору, а також сприяє зміцненню пасивуючого шару.

Особливе місце серед таких елементів займає кремній, який проявляє високу ефективність саме в умовах дії сильних кислот. Його захисна дія обумовлена здатністю до утворення на поверхні металу щільної, хімічно інертної плівки діоксиду кремнію (SiO_2). Ця плівка характеризується високою термодинамічною стабільністю, низькою розчинністю в більшості агресивних середовищ і значною щільністю, що ускладнює дифузію іонів і молекул до поверхні металу [6-8].

Також у чавунах кремній є одним із найпотужніших графітизуючих елементів, що визначає характер формування мікроструктури та експлуатаційні властивості сплаву. Його дія полягає у витісненні вуглецю зі зв’язаного стану у вигляді цементиту (Fe_3C) з подальшим переходом у вільний стан і виділенням у формі графіту. У результаті цього процесу формується більш стабільна ферито-графітна структура, яка характеризується зниженням твердості, підвищенням пластичності та покращенням оброблюваності різанням. Графітові включення також виконують роль своєрідного

демпфуючого компонента, зменшуючи внутрішні напруження та покращуючи антифрикційні властивості матеріалу.

Кремній також виступає як сильний феритоутворюючий елемент, стабілізуючи α-фазу (ферит) у залізовуглецевих сплавах. При вмісті кремнію понад 2% спостерігається значне звуження області існування аустеніту (γ-фази), що суттєво впливає на фазові перетворення під час нагрівання та охолодження. Це має критичне значення для термічної обробки, оскільки обмежує можливість формування аустенітної структури, необхідної для ефективного гартування та отримання зміцнених станів.

При подальшому підвищенні вмісту кремнію, особливо понад 12–15 %, у структурі сплаву починають формуватися інтерметалідні фази типу Fe_3Si. Ці фази характеризуються високою твердістю та хімічною стійкістю, однак мають дуже низьку пластичність і ударну в’язкість. Їх поява призводить до різкого окрихчення матеріалу, що проявляється у втраті здатності до пластичної деформації та підвищеній схильності до руйнування. У таких умовах сплав набуває властивостей, близьких до керамічних матеріалів, що часто описується як ефект «скляного» металу. Це обмежує можливості механічної обробки і зумовлює необхідність застосування спеціальних технологій лиття.

На рис. 1 представлено діаграму Fe–Si (у діапазоні 0-20 %Si), яка відображає вплив вмісту Si у Fe-Si сплаві на температуру ліквідусу/солідусу та утворення інтерметалідних фаз [9].

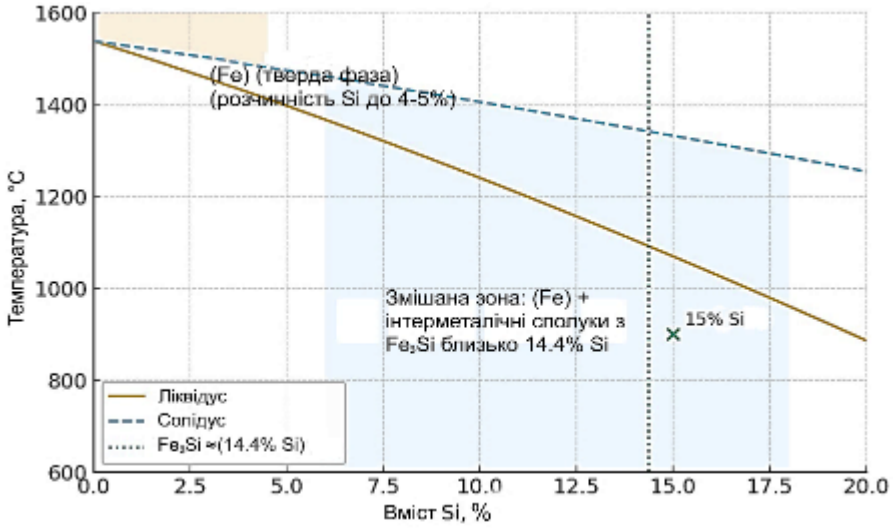


Рис. 1. Вплив вмісту Si у Fe-Si сплаві на температуру ліквідусу та утворення інтерметалідних фаз [9]

Суцільна крива на графіку відображає лінію умовного ліквідусу, пунктирна – умовного солідусу (кольором виділено зони наявної твердої фази та двофазної (змішаної) зони). Вертикальною пунктирною лінією позначено стехіометрію Fe_3Si ≈ 14,37 %Si, таким чином при перевищенні ~14,4% Si утворюється інтерметалідна фаза Fe_3Si. Точка при вмісті 15% Si розміщується в зоні, де переважає суміш (Fe) + інтерметалідна фаза (Fe_3Si) і при охолодженні розплаву очікується утворення упорядкованих інтерметалідів та значне зниження пластичності у виливку.

Процес кристалізації сплавів системи Fe–Si суттєво відрізняється від кристалізації звичайних сталей через високий вміст кремнію, що зумовлює як їх високу корозійну стійкість, так і підвищену крихкість. Для цих сплавів характерні широкий інтервал кристалізації, ліквація та утворення впорядкованих фаз.

Кремній також знижує теплопровідність заліза, що ускладнює лиття масивних деталей: зовнішні шари швидко охолоджуються і тверднуть, тоді як внутрішні залишаються гарячими, що призводить до виникнення внутрішніх напружень і тріщин. У зв’язку з цим необхідним є контроль режимів охолодження та попередній підігрів ливарних форм. Для покращення умов механічної обробки необхідно термічне відпускання або контрольована рекристалізація, так як метастабільні структури при нагріванні рекристалізуються. Однак, це, в свою чергу, може призвести до утворення крихких інтерметалідів і зростанню крихкості з часом/температурою.

Домішки (Al, Mn, C, P, S та ін.) можуть утворювати інші вторинні фази і «забирати» частину Si у вигляді складних комплексів, що змінює розподіл фаз та структуру сплаву. Низький вміст S і P (< 0,05%) є запобіжниками крихкості і міжзернової корозії сплаву.

Водночас ефективність дії легувальних елементів визначається не лише їх наявністю, а й кількісним вмістом, характером взаємодії між собою та умовами експлуатації матеріалу. Концентрація легувальних компонентів повинна бути строго оптимізованою, оскільки як недостатній, так і надмірний їх вміст може негативно впливати на корозійну стійкість. Наприклад, при низькій концентрації елемент не забезпечує формування суцільної пасивуючої плівки, тоді як при надлишку можливе утворення крихких фаз або структурна неоднорідність, що сприяє розвитку локалізованої корозії.

Не менш важливим є взаємний вплив легувальних елементів, який може мати як синергетичний, так і антагоністичний характер. У ряді випадків комбінування елементів (наприклад, хрому і молібдену або хрому і нікелю) сприяє підвищенню стабільності пасивного стану та покращенню захисних властивостей оксидних плівок.

Водночас неправильне співвідношення компонентів може призводити до утворення гальванічних мікропар, фазової неоднорідності та зниження загальної корозійної стійкості матеріалу.

Значний вплив на ефективність дії легувальних елементів мають також умови експлуатації, зокрема температура, концентрація агресивного середовища, швидкість його руху, а також наявність домішок і механічних навантажень. Підвищення температури, як правило, прискорює дифузійні процеси та електрохімічні реакції, що може як активувати формування пасивного шару, так і сприяти його руйнуванню. Аналогічно, зміни концентрації середовища або локальні порушення гідродинамічних умов можуть викликати дестабілізацію пасивного стану та розвиток щілинної корозії.

У зв’язку з цим оптимізація складу сплаву повинна здійснюватися з урахуванням не лише хімічного складу, а й структурного стану матеріалу, умов його отримання та подальшої експлуатації. Важливим є встановлення закономірностей формування, росту та стабільності пасивуючих плівок, а також визначення критичних умов, за яких можливе їх руйнування.

Таким чином, кремній є ключовим елементом, який визначає структурний стан, фазовий склад і комплекс експлуатаційних властивостей сплавів системи Fe–Si. Його вплив охоплює як покращення ливарних і корозійних характеристик, так і виникнення обмежень, пов’язаних із крихкістю матеріалу. Тому оптимізація вмісту кремнію є важливим науково-технічним завданням, спрямованим на забезпечення раціонального поєднання корозійної стійкості, технологічності та механічної надійності сплавів, а комплексний підхід до легування, що враховує взаємодію елементів, структурні особливості сплаву та умови експлуатації, є ключовим напрямом підвищення корозійної стійкості матеріалів спеціального призначення та забезпечення їх надійної роботи в агресивних середовищах.

Список літератури

1. Fontana, M. G. (2005). *Corrosion engineering* (3rd ed.). McGraw-Hill Education. 576 p.

2. Uhlig, H. H., & Revie, R. W. (2008). *Corrosion and corrosion control: An introduction to corrosion science and engineering*. Wiley-Interscience. 513 p.

3. П. І. Стоєв (2019). Хімічна корозія та захист металів : навчальний посібник / П. І. Стоєв, С. В. Литовченко, І. О. Гірка, В. Т. Грицина. – Х. : ХНУ імені В. Н. Каразіна, 216 с. ISBN 978-966-285-548-7

4. Davis J. R. (2000). Corrosion of Nickel and Nickel Alloys. ASM International. https://doi.org/10.31399/asm.tb.cnia.t59290001.

5. Olsson C. (2003). Passive films on stainless steels-chemistry, structure and growth. Electrochimica Acta / Olsson C., Landolt D. Issue 48. pp.1093-1104. https://doi.org/10.1016/S0013-4686(02)00841-1.

6. Gulyaev, A. P. (1951). *Metallurgy*. Moskva: Defense Industry Publishing House. 484 p.

7. Sherif, E.-S. M. (2011). Corrosion behavior of high-silicon cast iron in concentrated sulfuric acid solutions. *Arabian Journal for Science and Engineering*. pp. 961-967.

8. Singh, R. (2020). Cast iron and cast steel. In *Applied welding engineering* (pp. 61–76). Elsevier.

9. Aleksandrov N. N., Klochnev N. I. High-silicon corrosion-resistant cast irons. Moscow: Mashinostroenie. 1970. 200 p.

УДК 621.74:658.52.011.5

К. А. Сіренко, О. А. Фролов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

thermoexp.metal@gmail.com

ПІДХОДИ І МЕТОДИКИ РОЗВ'ЯЗАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ЗАДАЧ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ КОМП'ЮТЕРНИХ МОЖЛИВОСТЕЙ

Більше ніж півстоліття тому українські вчені [1–4 та ін.] звертали увагу промисловців на тому, що застосування електронних обчислювальних машин та кібернетичних методів дозволяють суттєво підвищити ефективність вирішення ряду важливих технологічних задач у ливарному виробництві. Зокрема при виготовленні литва із синтетичного сірого чавуну. Аналіз виконаних навіть у той час досліджень засвідчив, що пошуки науковців були спрямовані на перспективних напрямах застосування кібернетичних методів у розрахунках оптимального складу шихти, моделюванні режимами плавки, управління процесами виробництва, прогнозування хімічного складу і властивостей чавуну тощо. Так, у книзі [1, с. 27, 85], довіднику [4, с. 133] були наведені, як приклад, формули Шнейдевинда, Мак-Елві, Патерсона тощо, які відображають залежності механічних властивостей чавуну від його вуглецевого

еквівалента $C_{екв}$, %, ступеня евтектичності $S_{евт}$, міцності $\sigma_в$, кгс/мм^2, твердості НВ, товщини виливків Т,мм, відношення вмісту вуглецю до вмісту кремнію:

$$\sigma_в = 80{,}5 - 16{,}1 \lg \frac{T}{15} - 14\, C_{екв};\ C_{екв} = C + 0{,}3\,(Si + P);$$

$$НВ = 100 + 4{,}3\,\sigma_в;\ НВ = 528{,}89 - 57{,}4\,C - 18{,}04\,Si + 11{,}97\,Mn - 29{,}61\,\ln T,$$

де C, Si, P, Mn – вміст, % вуглецю, кремнію, марганцю у сірому чавуні.

Але у зв'язку із неготовністю ливарної промисловості України до корінної модернізації, комп'ютеризації, внаслідок недостатнього оснащення ливарних цехів системами управління технологічними процесами, системами управління виробництвом зазначені прогресивні рішення на практиці широкого розповсюдження поки що не отримали. При тому, що актуальність теми комп'ютеризації ливарного виробництва і можливості вирішення цієї задачі посилились.

В роботах [2, 3, 5] у розвиток зазначених науково-технічних задач ливарного виробництва при їх розв'язанні застосували ймовірнісний підхід і метод Монте-Карло. Такий підхід обумовлений, по-перше, переходами багатьох ливарних виробництв на виплавлення чавуну у індукційних печах замість вагранок і, по-друге, невизначеністю хімічного складу компонентів шихти і нестабільністю параметрів технологічних процесів плавки та лиття. Результати досліджень в цій постановці на прикладі рішень прямої та оберненої класичних задач «хімічний склад–властивості» чавуну з пластинчастим графітом наведені у статті [5].

Список літератури

1. Семесенко М. П., Пелых С. Г. ЭВМ в управлении литейными процессами. Донецк: Донбасс. 1975. 96 с.

2. Сіренко К. А., Фролов О. А., Мазур В. Л. Визначення механічних властивостей чавуну неруйнівними методами. «Литво. Металургія-2024»: Матеріали XX Ювілейної Міжнародної науково-практичної конференції (28–30 травня 2024 р., Харків–Київ). Харків, НТУ «ХПІ». С. 233–234.

3. Сіренко К. А., Мазур В. Л. Прогнозування механічних властивостей сірого чавуну (ймовірнісний підхід). Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». 2023. № 3. С. 19–30.

4. Гиршович Н. Г. Справочник по чугунному литью. Л.: Машиностроение. 1978. 758 с.

5. Сіренко К. А., Мазур В. Л. Шляхи розв’язання прямої і оберненої задач «хімічний склад–властивості» чавунного литва. Процеси лиття. 2026. № 1 (162). С. 43–50.

УДК 669.2:621.74:537.8

О. М. Смірнов[1], В. В. Довбенко[2], В.О. Туник[1], М. С. Горюк[1], Ю. П. Скоробагатько[1], А. Ю. Семенко[1], В. Є. Ухін[1], С. В. Семірягін[1]

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

[2]ПАТ «Укркабель», Київ

ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНИХ ПОЛІВ В СУЧАСНИХ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСАХ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЯКІСНОЇ МІДНОЇ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ

Стабільний розвиток індустріально розвиненої держави в сучасних умовах у значній мірі пов’язаний зі зростаючим використанням міді, металевих матеріалів на її основі та мідьвміщуючих сплавів у різноманітних галузях – електротехніка, тепло- та електроенергетика, машинобудування, транспорт, хімічна промисловість, будівельна індустрія, виробництво побутових товарів широкого вжитку.

Високі якісні показники виробів з міді, зокрема, пластичність, теплофізичні та електротехнічні характеристики, забезпечуються мінімальним вмістом у ній домішок.

Виробництво первинної міді базується на видобутку та переробці руд, які переважно є сполуками міді з киснем та сіркою.

Однак більшість технологічно розвинених країн світу не має у своєму розпорядженні промислових запасів мідних руд і змушені головним чином використовувати для виробництва міді та її сплавів вторинну сировину (відходи електротехнічної промисловості, мідьвміщующий брухт тощо), яка характеризується нестабільним хімічним складом і підвищеним вмістом у ній важковидалюваних компонентів. Для її переробки використовують спеціальні технології, що ґрунтуються на видаленні з розплаву супутніх домішок, не лише кисню й сірки, а й фосфору, який використовується для розкислення міді, і металів – нікелю, заліза, олова, цинку. В Україні одним з провідних підприємств в цій галузі є ПАТ «Укркабель».

Одним із найбільш ефективних методів обробки рідкої міді є технологія вогневого рафінування, яку успішно застосовують в Іспанії, Фінляндії, Німеччині та інших країнах і яка дозволяє одержати високоякісні анодні мідні заготовки для подальшого електролізного рафінування.

У відділі магнітної гідродинаміки ФТІМС НАН України було розроблено вакуумну індукційну канальну МГД-установку місткістю до 6 т мідного розплаву та електричною потужністю індукторів до 500 кВт і додаткового електромагніта не менше 60 кВт. В установці було реалізовано новий спосіб випаровування та конденсації цинку з мідних розплавів, що дозволило не лише видаляти цинк з міді, але й створити передумови для мінімізації його безповоротних втрат з метою подальшого використання.

Перегрітий в індукційному каналі струмінь рідкого металу подавався з регульованою швидкістю до поверхні розділу фаз «розплав – вакуум». Створюваний електромагнітний тиск сягав значень $0{,}4\times10^5$ Па. Можливість додаткового фонтанування розплаву (висота фонтану над поверхнею розплаву складала 300-400 мм) дозволила значно збільшити реакційну поверхню дистиляції. В результаті дослідної експлуатації експериментальної МГД-установки були відпрацьовані режими її роботи, які забезпечили зменшення загального часу дистиляції до 2-3 год порівняно з традиційними технологіями (8 год), з одночасним збільшенням глибини очищення розплаву до кінцевого вмісту цинку 0,01% мас. (замість 0,1% мас. у традиційних процесах). При цьому не менше 80% випареного з розплаву цинку надалі успішно конденсувалося та могло бути повторно використано.

Таким чином, проблема рафінування міді, одержаної з вторинної сировини, може бути успішно вирішена на основі наявних вітчизняних розробок і світового досвіду. Однак залишається інше невирішене питання – одержання з рафінованого мідного розплаву високоякісної литої заготовки в умовах масового виробництва та постійно зростаючого попиту на мідь та її сплави для різних сфер застосування.

Розливання міді на МБЛЗ класичної побудови (вертикальних та горизонтальних, а також т. зв. UPCAST® Process) дозволяє одержувати досить якісну безперервнолиту мідну заготовку, яка, однак, через специфічні фізико-хімічні та механічні властивості міді має суттєві типові важкоусувані дефекти, головними з яких є наступні. По-перше, через високу пластичність міді, поверхня безперервнолитої заготовки сильно пошкоджується внаслідок хитання кристалізатора МБЛЗ. По-друге, мідь вельми схильна до повторного насичення газами і до усадкових процесів, що призводить до виникнення внутрішньої газоусадкової пористості по всій площині поперечного перерізу заготовки. Все це суттєво знижує якість литої металопродукції з міді.

Для подолання цих проблем вживають різних заходів, зокрема, застосовують електромагнітні поля (наприклад, розробки компаній “Ergolines Lab s.r.l. S.U.” (Італія), “Hunan Kemeda Electric Co., Ltd” (КНР) та інш.).

При цьому слід зазначити, що хоча пристрої для чинення електромагнітної дії на рідку мідь за своїм фізичним принципом дії несуттєво відрізняються від пристроїв аналогічного для рідкої сталі, однак суттєва різниця в деяких основних фізичних властивостях зазначених розплавів зумовлює необхідність певної зміни конструкції вузлів електромагнітних пристроїв, що спричиняє відмінності в робочих параметрах та техніко-економічних показниках їх застосування.

Наприклад, суттєво нижча (приблизно на 400 °С) температура розливання рідкої міді порівняно зі сталлю дозволяє розміщувати електромагнітні пристрої ближче до заготовки. Це зменшує розсіювання електромагнітного поля і за однакових електричних параметрів дозволяє більш ефективно виділити та розподілити у рідкометалевій ванні введену енергію.

З іншого боку, густина рідкої міді приблизно на 15% більша, ніж рідкої сталі. Це в порівнянні ускладнює гідродинаміку в кристалізаторі МБЛЗ, сприяючи формуванню більш швидкісних рідкометалевих потоків, які меншою мірою піддаються дії зовнішніх чинників.

Загалом електромагнітні пристрої для відтиснення твердіючої мідної заготовки від стінок кристалізатора МБЛЗ дійсно дозволяють поліпшити якість поверхні заготовок. Однак в результаті такого відтиснення утворюється певний повітряний зазор, який суттєво зменшує тепловідвід у кристалізаторі МБЛЗ від рідкометалевої ванни, через що ускладнюються умови кристалізації заготовки і в цілому знижується продуктивність процесу безперервного розливання.

Електромагнітні перемішувачі рідкої міді у кристалізаторі МБЛЗ також поліпшують внутрішню структуру заготовки, але такі пристрої є вкрай дорогими за вартістю.

Тому в останні 8-10 років набула поширення інша схема безперервного розливання міді на т. зв. роторній МБЛЗ. Її основним елементом є робоче водоохолоджуване обертове колесо-кристалізатор, на яке з проміжного ковша подається рідка мідь. По всій зовнішній поверхні колеса встановлено кільцевий бандаж з трапецієподібною виїмкою, в якій відбувається формування заготовки.

Основні характеристики такої МБЛЗ фірми “Properzi” (Італія): - місткість проміжного ковша – до 5 т рідкої міді; - діаметр колеса з бандажем – 2000 мм; - матеріал бандажу – хромоцирконієва бронза; - швидкість обертання колеса – 662-1580

об/год; - продуктивність – 6,0-14,5 т/год; - конфігурація перерізу заготовки – трапеція з максимальними розмірами по висоті до (35±10) мм і ширині до (65/55±10) мм.

Найбільш важливим технологічним переливом є перелив металу з проміжного ковша безпосередньо на робоче колесо-кристалізатор МБЛЗ, оскільки в ньому починає формуватися тверда заготовка. У металургійній практиці струмінь в кристалізатор подається або відкритим струменем, який сформований у стакані-дозаторі проміжного ковша, або закритим струменем за допомогою системи «стакан-дозатор промковша – занурений стакан». Останній направляє рух струменя і захищає його від вторинного окислення. Розливання міді відкритим струменем зазвичай застосовується для заготовок малого поперечного перерізу, а для більших типорозмірів використовується занурений керамічний стакан. При цьому рух відкритого струменя від проміжного ковша в кристалізатор супроводжується утворенням бризок, відхиленням струменя від вертикального переміщення, його закручуванням і проникненням вглиб рідкої ванни тощо. Ці явища чинять негативний вплив на стан поверхневих та підповерхневих шарів безперервнолитої заготовки.

Тому найбільш актуальним завданням на сьогодні уявляється розроблення технологій та обладнання для виробництва металопродукції за принципом поєднаних технологій розливання та прокатки, що дозволить зберегти якість одержаної рафінованої міді в процесі її розливання, збільшити продуктивність виробництва, максимально наблизити одержувану заготовку до кінцевого, готового для подальшого використання продукту або напівфабрикату.

За останні 3-5 років у відділі магнітної гідродинаміки ФТІМС НАН України були виконані та пройшли дослідну перевірку розробки, пов’язані за застосуванням електромагнітних полів для управління формою та швидкістю струменя рідкої сталі при її видачі з проміжного ковша у кристалізатор МБЛЗ, а також поєднання електромагнітної дії на тверднучу безперервнолиту заготовку в різних зонах МБЛЗ з м’яким механічним обтисненням цієї заготовки у фінальній зоні. Тому наступним завданням дослідників є адаптація розроблених (передусім для технологій безперервного розливання сталі) процесів та електромагнітних пристроїв до технології безперервного розливання мідної заготовки на роторних МБЛЗ.

УДК 621.365.5:536.2:621.74

А.М. Тимошенко[1], В.П. Лихошва[1], О.В. Шматко[1], Д.В. Глушков[1], П.І. Кірчу[1]

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

marschal@i.ua

ОПТИМІЗАЦІЯ РЕЖИМІВ ІНДУКЦІЙНОГО НАГРІВУ ФІЛЬЄРИ ПРИ ОДЕРЖАННІ БІМЕТАЛЕВОЇ ШТАБИ

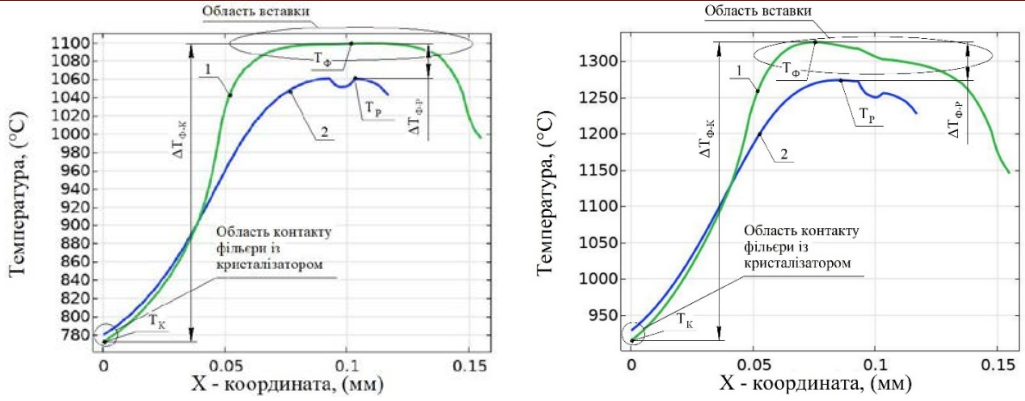
Одержання біметалевих заготовок є складним технологічним процесом, що потребує точного керування теплофізичними умовами формування міжфазного з'єднання. Перспективним підходом є безперервний ливарно-індукційний метод, який передбачає поєднання розплаву з попередньо нагрітою твердою заготовкою [1-2].

Обмеженням існуючих схем є недостатні можливості регулювання тепловмісту системи, який визначається температурою розплаву та заготовки. З метою розширення діапазону керування тепловими умовами запропоновано використання додаткового індукційного джерела нагріву фільєри. Це дозволяє стабілізувати температурне поле в зоні формування біметалевого з'єднання та підвищити керованість процесу.

Імітаційне моделювання температурних полів виконано в програмному середовищі Comsol Multiphysics при частоті струму 10 кГц, змінній силі струму 600–1200 А та різних матеріалах вставки (сталь, графіт). Визначено температурні режими, енергетичні характеристики та показники нерівномірності нагріву.

Встановлено, що для фільєри зі сталевою вставкою оптимальним є режим при силі струму 700 А, який забезпечує нагрів до температур близько 1100 °С за відносно низької потужності (~6,6 кВт) та прийнятної рівномірності температурного поля (рис.1 (а)). Збільшення сили струму призводить до локального перегріву вставки та зростання температурних градієнтів.

Показано, що застосування графітової вставки дозволяє підвищити максимальну температуру нагріву фільєри до 1470 °С, що розширює технологічні можливості процесу. Водночас це супроводжується збільшенням енергоспоживання (до 12,3 кВт) та нерівномірності нагріву (рис.1 (б)).



а б

Рис. 1 – Графіки залежності зміни температури фільєри в залежності від відстані вздовж осі OX при часі нагріву (τ) 2000 с: а – з використанням стальної вставки, P = 6,6 кВт); б – з використанням графітової вставки, P = 12,3 кВт. (*1 – на поверхні фільєри; 2 – на нижній поверхні фільєри, яка контактує з розплавом)*

Експериментальні дослідження підтвердили адекватність розробленої математичної моделі: розбіжність між розрахунковими та експериментальними даними не перевищує 5 %.

Таким чином, вибір матеріалу вставки та режиму індукційного нагріву повинен здійснюватися з урахуванням вимог до температурного рівня, рівномірності нагріву та енергоефективності процесу. Використання сталевої вставки є доцільним для забезпечення стабільності та енергоефективності, тоді як графітова вставка — для досягнення підвищених температур нагріву.

Список літератури

1. Lihoshva V. P., Shmatko A. V., Savin V. V., Savina L. A., Tymoshenko A. N. The dynamic of cooling of cast iron in the crystallizer in condition of the semi-continuous production process of bimetallic band “steel–cast iron” // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 656. – 012030. – DOI: 10.1088/1757-899X/656/1/012030.

2. Lykhoshva V. P., Lykhoshva A. V., Savin V. V., Savina L. V., Shmatko O. A., Shatrava A. P. Technological features of stability of bimetallic billets steel–cast iron continuous casting // AIP Conference Proceedings. – 2022. – Vol. 2486. – 020013. – DOI: 10.1063/5.0112310.

3. Lykhoshva V., Glushkov D., Reintal E., Savin V., Savina L., Shmatko A. Technological features of the liquid–solid state of the boundary layer in the processes of bimetallic products // Materials Science Forum. – 2022. – Vol. 1049. – P. 53–61. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.1049.53

.

УДК 669.26:6217.06

В. В. Тихонович[1], В. Г. Новицький[2], О. М. Грипачевський[1]

[1]Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

[2]Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

tvv@imp.kiev.ua

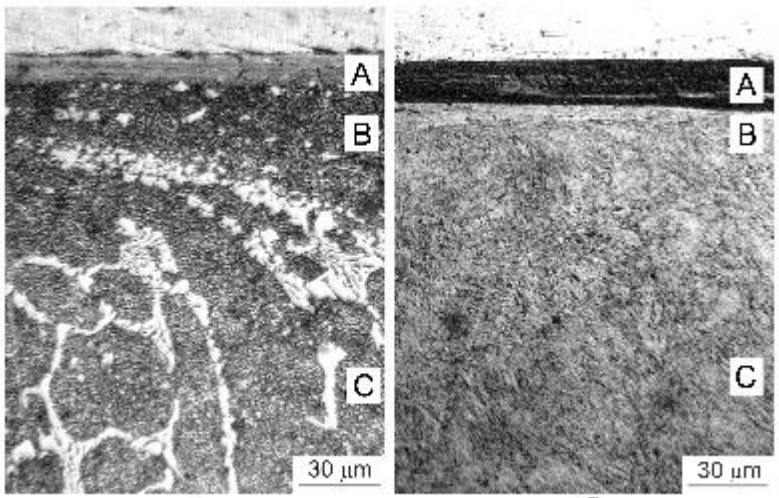
ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ НАДДРІБНОЗЕРНИСТИХ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ ТЕРТЯ РУХОМИХ СПРЯЖЕНЬ ЛИТИХ ХРОМИСТИХ СТАЛЕЙ

Для надійної роботи вузлів тертя в агресивних середовищах за наявності значних термомеханічних 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, 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 спеціальних властивостей [1]. Метою цієї роботи є дослідження впливу термічних навантажень на фізико-механічні властивості поверхневих шарів тертя рухомих спряжень зі сталей 130Х17 (колодка — ущільнення) і 20Х13 (диск — роторна деталь), що можуть бути використані для виготовлення ущільнень статорних деталей насосів.

Аналіз під час тертя динаміки структурно-фазових перетворень у зонах контактної взаємодії обох сталей свідчить про те, що перехід пари тертя в стаціонарний режим роботи з мінімальними зносом і коефіцієнтом тертя відбувається завдяки самоорганізації на робочих поверхнях зносостійких покриттів у кількості, достатній для повного екранування під час роботи деформованих на етапі припрацювання вихідних металів [2].

На рисунку 1 наведено фотографії торцевих шліфів зон контактної взаємодії сталей після випробувань на тертя. Самоорганізованим зносостійким покриттям на фотографіях відповідають зони А. Вони розташовані над деформованим вихідним металом сталей (зони В), мають з ним чітку межу і відрізняються ступенем травлення. Зонам С на рисунку відповідає недеформований вихідний метал, розташований у глибині тіл.

Більш детальне дослідження за допомогою сканувальної електронної мікроскопії морфології робочих поверхонь та структури косих шліфів зразків під кутом 30 градусів до поверхні тертя свідчить, що зносостійкі самоорганізовані покриття (зони А) складаються з окремих шарів тертя з чіткою межею між ними, загальна кількість яких змінюється уздовж робочої поверхні [2]. Шари тертя 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. Вони відрізняються від деформованого вихідного металу високими твердістю і пружністю. Кожен із шарів тертя утворюється внаслідок окремого акту нашарування на робочі поверхні мікровиступів металу, які виникають через адгезійну взаємодію тіл під час припрацювання вузлів тертя [2].



а б

Рис. 1 – Структура зони контактної взаємодії сталей 130Х17 (а) і 20Х13 (б) після випробувань на тертя. Торцевий шліф. А — зносостійкі самоорганізовані покриття, В — деформований вихідний метал, С — недеформований вихідний метал.

З наведених вище даних видно, що трибологічні характеристики вузлів тертя залежать від фізичних та механічних властивостей зносостійких самоорганізованих покриттів. Але для успішної роботи вузлів тертя не менш важливою є здатність цих покриттів зберігати свої унікальні властивості в умовах тривалих циклічних термомеханічних навантажень, яких вони зазнають під час роботи. Тому для аналізу

впливу термічних навантажень на властивості матеріалу зон контактної взаємодії сталей випробувані на тертя зразки піддавали відпалу у вакуумі 0,01 МПа за температур 620 °С і 720 °С протягом 1 години. Виходячи з діаграм станів сплавів системи Fe-Cr-C, α → γ — перетворення металу досліджуваних сталей може проходити за температури, що перевищує 780 °С. Тому така термічна обробка забезпечила максимально жорсткі температурні умови та не викликала фазових перетворень, здатних додатково впливати на фізико-механічні властивості матеріалів.

Для дослідження впливу термічної обробки на мікроструктуру та фазовий склад матеріалу поверхневих шарів тертя була застосована трансмісійна електронна мікроскопія. Встановлено, що після випробувань на тертя шари, що входять до складу зносостійких покриттів, складаються з ультрадисперсної кристалічної структури, утвореної просторово розорієнтованими зернами з кристалічною ґраткою ОЦК-заліза. Розмір зерен цих шарів плавно змінюється в напрямку тертя від 160 до 20 нм. Зі зростанням ступеня фрагментації структури збільшується азимутальне розщеплення рефлексів заліза на мікродифрактограмах, що свідчить про більшу просторову розорієнтацію зерен. Кінцева частина найбільш фрагментованих шарів тертя складається з наноструктурованого кристалоаморфного матеріалу з розміром зерен 8–2 нм. Кристалоаморфна наноструктура має чітко окреслену межу з ультрадисперсним матеріалом. Відпал зразків після тертя помітно впливає лише на мікроструктуру деформованого вихідного металу сталей (зони В) та початкову частину шарів тертя з найменш фрагментованою структурою. У випадку термічної обробки зразків після тертя при 720 °С на ділянках шарів тертя з найменш фрагментованою структурою інтенсивно протікає процес первинної рекристалізації. У деформованому матеріалі утворюються нові неспотворені кристали, які ростуть внаслідок поглинання зерен, спотворених деформацією. Мікроструктура більш фрагментованих ділянок середньої та кінцевої частин шарів тертя залишається майже незмінною. У випадку термічної обробки зразків після тертя при 620 °С структурні зміни на ділянках шарів тертя з найменш фрагментованою структурою не такі значні. В цьому випадку швидкість рекристалізації є нижчою. Хоча межі зерен мають більш правильну форму, їх просторова розорієнтація залишається значною. При цьому у деформованому вихідному металі сталей (зони В), що знаходиться під шарами тертя, спостерігається інтенсивна первинна рекристалізація вже при 620 °С.

Мікромеханічні випробування матеріалу зон контактної взаємодії сталей проводилися методом динамічного проникнення індентора. З діаграм проникнення індентора розраховувалася мікротвердість за величиною діагоналі залишкового

пластичного відбитку (H_d) та глибини проникнення індентора (H_h). З відношення площ під гілками розвантаження і навантаження діаграм проникнення індентора визначалася частка роботи пружної деформації $A_{пр}$ у загальній роботі пружно-пластичної деформації А матеріалу при проникненні індентора.

Термічна обробка призвела до повного розміцнення деформованого при терті вихідного металу (табл. 1). При цьому матеріал шарів тертя самоорганізованих зносостійких покриттів зберігає високі характеристики міцності та пружності навіть після відпалу зразків при 720 °С (табл. 1).

Стійкість фізико-механічних властивостей шарів тертя до зовнішніх термічних впливів залежить від температури відпалу та ступеня фрагментації матеріалу. Максимальне розміцнення металу спостерігається на початку шарів тертя, де структура найменш фрагментована, мінімальне – у наноструктурованого матеріалу кінцевої частини шарів тертя (табл. 1).

Таблиця 1 – Середні значення механічних характеристик шарів тертя (зони А), деформованого (зони В) і недеформованого (зони С) вихідного металу сталі 130Х17.

	Зона С	Зона В	Зона А. Шар тертя.		
			Початок	Середина	Кінець
Після випробувань робочої пари на тертя					
H_d^p, ГПа	3,6	5,5	6,6	8,3	10,1
H_h, ГПа	3,2	4,6	5,5	6,5	7,7
H_d^p- H_h, ГПа	0,4	0,9	1,1	1,8	2,4
$A_{пр}/A$	0,09	0,12	0,16	0,24	0,29
Після випробувань робочої пари на тертя та подальшого відпалу при 720°С протягом 1 години.					
H_d^p, ГПа	3,3	3,3	3,6	7,0	9,3
H_h, ГПа	3,0	3,0	3,2	5,7	7,1
H_d^p- H_h, ГПа	0,3	0,3	0,4	1,3	2,2
$A_{пр}/A$	0,08	0,08	0,09	0,19	0,28

Список літератури

1. Новицький В. Г., Квасницька Ю. Г., Лахненко В. Л., Тихонович В. В., Олексенко І. В., Лиховей Д. І. Застосування литих хромистих сталей для деталей насосного устаткування в енергетиці та нафтопереробній промисловості // Литво. Металургія. 2024 (Харків: НТУ «ХПІ»: 2024). – С. 185-189.

2. Тихонович В. В. Формування зносостійкого ультрадисперсного та наноструктурованого матеріялу на поверхнях тертя хромистих криць. Ч. 1. Механізм формування та фізико-механічні властивості // Металофізика та новітні технології. – 2022. – Том 44. – № 12. – С. 1595–1629.

УДК 621.74

М. С. Треньов, О. І. Пономаренко

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут»,

м. Харків

ВПЛИВ МОДИФІКАЦІЇ ФУЛЕРЕНАМИ НА СТРУКТУРУ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АК12

Сучасна промисловість висуває високі вимоги до легких конструкційних матеріалів, що поєднують малу масу з високою міцністю та зносостійкістю. Алюмінієві сплави, зокрема силумін АК12, широко застосовуються в авіаційному, автомобільному та машинобудівному виробництві завдяки добрій ливарності та низькій щільності. Однак їм притаманні недоліки, такі як пористість, груба дендритна структура та недостатня міцність, що обмежує їх використання в деталях відповідального призначення.

Перспективним напрямом підвищення експлуатаційних характеристик алюмінієвих сплавів є їх модифікація вуглецевими наноматеріалами, зокрема фулеренами C_{60}. Наночастинки вуглецю здатні виступати як армуюча фаза, сприяючи подрібненню структури, зменшенню пористості та покращенню комплексу механічних властивостей без суттєвого збільшення маси виробу.

Мета роботи полягала у дослідженні впливу різних способів введення фулеренів на мікроструктуру та фізико-механічні властивості алюмінієвого сплаву АК12.

У роботі порівнювалися різні методи введення наночастинок у розплав: механічне змішування фулеренів з алюмінієвим порошком ПА-4 з подальшим введенням у розплав, використання лігатури, а також введення без попередньої ультразвукової обробки. Дослідження структури проводили методами оптичної мікроскопії та рентгеноструктурного аналізу. Визначали механічні властивості (межу міцності при розтягу, відносне подовження, твердість за Брінеллем), зносостійкість та теплопровідність модифікованих зразків порівняно з еталонним сплавом АК12.

Експериментально встановлено, що введення фулеренів C_{60} у кількості 0,03–0,05 мас.% через попередньо приготовану порошкову суміш з алюмінієм дозволяє суттєво подрібнити дендритну структуру, зменшити розмір зерна евтектики та підвищити рівномірність розподілу фаз. Найкращі результати показав спосіб механічного змішування без застосування ультразвуку.

Модифікований сплав АК12 демонструє підвищення межі міцності на 15–25 %, твердості на 10–18 % та зносостійкості на 20–30 % порівняно з немодифікованим матеріалом. Також спостерігається покращення теплопровідності, що особливо важливо для деталей, які працюють в умовах циклічних теплових навантажень (наприклад, поршнів двигунів внутрішнього згоряння).

Отримані результати свідчать про ефективність використання фулеренів C_{60} для наномодифікації алюмінієвого сплаву АК12. Запропонований спосіб введення наночастинок через порошкову суміш дозволяє досягти рівномірного розподілу армуючої фази та суттєво покращити фізико-механічні властивості матеріалу.

Розроблена технологія може бути рекомендована для виготовлення литих деталей відповідального призначення в автомобільній, авіаційній та машинобудівній промисловості.

Список літератури

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) - Харків https://web.kpi.kharkov.ua/microcad - 2023.

УДК 621.74

М. А. Фон Прусс

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів
Національної академії наук України, Київ

ЕКОЛОГІЗАЦІЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ЯК ПРОДУКТИВНЕ РІШЕННЯ ЗНИЖЕННЯ ТЕХНОГЕННОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА ДОВКІЛЛЯ

Ливарне виробництво залишається прогресивною та стратегічно важливою галуззю промисловості сучасного індустріального суспільства [1]. Оскільки воно забезпечує базові потреби ключових галузей економіки за рахунок виготовлення широкого спектру деталей і заготовок для машинобудування, оборонної інфраструктури, енергетики та інших критичних галузей промисловості. Продукція, виготовлена ливарним шляхом, у багатьох випадках часто є незамінною, адже значну частину складних за формою виробів економічно та технологічно доцільно отримувати саме методами лиття [2].

Водночас ливарне виробництво є вагомим джерелом забруднення навколишнього середовища. На різних стадіях технологічного процесу ливарного виробництва (зокрема під час виготовлення ливарних форм, підготовка шихти, плавлення, заливання у ливарні форми, вибивання виливків та їх фінішна обробка) утворюються пил, газоподібні викиди, шлаки, відпрацьовані формувальні суміші та стічні води, що негативно впливають на стан навколишнього середовища (повітря, водних ресурсів, ґрунтів) [3]. Значне енергоспоживання, застосування хімічно активних зв’язувальних компонентів, а також утворення великої кількості твердих відходів додатково посилюють техногенне навантаження на довкілля [3].

У зв’язку з цим особливої актуальності набуває екологізація виробництва, практична реалізація якої забезпечується через екологічний менеджмент. Екологічний менеджмент дає змогу підприємству систематично виявляти та вирішувати екологічні проблеми, розробляти й упроваджувати заходи щодо їх запобігання, мінімізації та належного поводження з відходами, досягати екологічної результативності й забезпечувати постійне вдосконалення природоохоронної діяльності [4].

За рахунок цього екологізація ливарного виробництва передбачає впровадження маловідходних і ресурсозберігаючих технологій, підвищення ефективності газоочисних систем, повторне використання матеріалів, зниження

енергоємності процесів та оптимізацію технологічних режимів [3, 5]. Загальновідомо, що проведення таких екологічних заходів потребує значних фінансових витрат. Проте в довгостроковій перспективі такі заходи є економічно доцільними, оскільки знижують ризики екологічних катастроф, екологічних штрафів, підвищують рівень виробничої безпеки та конкурентоспроможність підприємства [4, 5].

Сучасні ливарні цехи впроваджують інновації шляхом встановлення нового сучасного обладнання або модернізації старого з обов'язковим запровадженням нових екологічних систем (пило- та газоочищення, очищення стічних вод) [3], а також вдосконалення виробничих процесів, впровадження цифрових технологій на усіх етапах виробництва [5].

Список літератури

1. Fratta, G. Green Innovation Practices: A Case Study in a Foundry / G. Fratta, I. Stefani, S. Tapola, S. Saetta // Journal of Manufacturing and Materials Processing. – 2024. – Vol. 8, № 3. – Art. 111. – DOI: 10.3390/jmmp8030111.

2. Campbell, J. The Concept of Net Shape for Castings / J. Campbell // Materials & Design. – 2000. – Vol. 21, № 4. – P. 373–380 – DOI: 10.1016/S0261-3069(99)00072-2.

3. World Bank Group. Environmental, Health, and Safety Guidelines for Foundries. – Washington, DC : World Bank Group, 2007. – P. 1-22

4. International Organization for Standardization. ISO 14001:2026 Environmental management systems — Requirements with guidance for use. – Geneva : ISO, 2026.

5. Scharf, S. FOUNDRY 4.0: An Innovative Technology for Sustainable and Flexible Process Design in Foundries / S. Scharf, B. Sander, M. Kujath, H. Richter, E. Riedel, H. Stein, J. tom Felde // Procedia CIRP. – 2021. – Vol. 98. P. 73–78. – DOI: 10.1016/j.procir.2021.01.008

УДК 669.715: 546.72

М. А. Фон Прусс, А. В. Нарівський

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, Київ

МОРФОЛОГІЧНІ ТА КРИСТАЛОГРАФІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ У ВТОРИННИХ СИЛУМИНАХ

Силуміни широко застосовуються в сучасній техніці завдяки поєднанню низької густини, середніх показників питомої міцності, корозійної стійкості, тепло- й електропровідності, технологічності та придатності до багаторазової переробки [1, 2]. Особливого значення набуває використання вторинного алюмінію, оскільки первинне виробництво металу характеризується високими енергетичними витратами та значним вуглецевим слідом [1].

Водночас залізо належить до однієї з найпроблемніших домішок у вторинних силумінах. Це зумовлено його вкрай обмеженою розчинністю в твердому розчині α-Al, яка поблизу максимальної розчинності заліза в алюмінієвій матриці становить не більше 0,05 мас.% [1, 2]. Унаслідок цього під час охолодження та кристалізації надлишок заліза не утримується в алюмінієвій матриці, а сегрегує до фронту кристалізації, концентруючись у залишковому розплаві та збагачуючи міждендритні ділянки на завершальних стадіях тверднення. Саме у цих зонах за участю кремнію та інших легувальних елементів формуються вторинні залізовмісні фази.

Під час рециклінгу алюмінієвого брухту та багаторазових переплавок відбувається поступове зростання вмісту заліза, яке надходить до розплаву із шихтових матеріалів та технологічних забруднень. Видалення заліза під час переробки є технологічно складним і економічно невигідним процесом. Це призводить до накопичення заліза у вторинних силумінах та, відповідно, призводить до збільшення об’ємної частки та розмірів залізовмісних фаз, а також їхнього морфологічного різноманіття. Унаслідок цього під час кристалізації вторинних силумінів інтенсивно утворюються тверді і крихкі залізовмісні інтерметалідні фази. Наявність таких фаз погіршує механічні властивості сплавів, насамперед пластичність і втомну міцність, підвищує схильність до локальної корозії, а також ускладнює технологічні процеси лиття та подальшої обробки, знижуючи текучість розплаву, ливарні властивості й оброблюваність матеріалу [1].

Найпоширенішими залізовмісними фазами в силумінах є β-Al_5FeSi, α-$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, α′-Al_8Fe_2Si, δ-Al_4FeSi_2, а в магнієвмісних силумінах також π-$Al_8FeMg_3Si_6$, фаза [1, 2]. З погляду морфології найбільш небезпечною вважають β-Al_5FeSi, яка зазвичай має пластинчасту форму, що на двовимірних шліфах спостерігається як голкоподібна [1, 2]. Саме така морфологія створює високі локальні концентрації напружень і погіршує пластичність. Натомість фаза α-Al_8Fe_2Si зазвичай проявляється у вигляді компактних поліедричних частинок, дендритоподібних виділень або морфології типу «китайський шрифт», що в більшості випадків є менш шкідливим для властивостей сплаву.

Основними шляхами утворення залізовмісних фаз є евтектичні та квазіперитектичні реакції та багатостадійними фазовими перетвореннями. При підвищеному вмісті Si і Fe характерною є евтектична реакція L → α-Al + β-Al_5FeSi + Si, внаслідок якої формується голчаста фаза β-Al_5FeSi з моноклінною ґраткою. Її морфологія визначається високою швидкістю росту в напрямку певних кристалографічних площин, що призводить до утворення довгих (понад 100 мкм) та крихких включень. За наявності марганцю, хрому, нікелю чи інших модифікаторів можливі перитектичні перетворення, що сприяють трансформації голчастої β-Al_5FeSi фази у більш стабільні та компактні утворення α-Al_8Fe_2Si або α′- $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$.

Первинне зародження залізовмісних інтерметалідів у розплаві відбувається переважно гетерогенно на неметалевих включеннях, таких як оксидні плівки Al_2O_3 і фосфід алюмінію AlP, що виступають ефективними центрами кристалізації [1]. Морфологія та розміри цих фаз значною мірою залежать від швидкості охолодження: при низьких швидкостях формуються великі голчасті включення, тоді як інтенсивне охолодження сприяє утворенню більш дрібнодисперсних структур [1].

Список літератури

1. Kotadia, H. R. Aluminium recycling: A critical review of iron-bearing intermetallics in aluminium alloys / H. R. Kotadia, N. Bareker, M. H. Khan, J. I. Ahuir-Torres, A. Das // Materials Today Sustainability. – 2025. – Vol. 30. – P. 4–33. – DOI: 10.1016/j.mtsust.2025.101119.

2. Ning, W. Phase-field simulation for evolution of iron-rich phase during solidification of Al–Si–Fe alloys / W. Ning, W. Zhang, Y. Zhao // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Vol. 29. – P. 5495–5506. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.03.023.

УДК 621.74

О.М. Хорошилов[1], О.С. Подоляк[1], А. А. Севоян[2],
О. В. Масалітіна[2], О. В. Акімов[2]

[1]Харківський Національний університет ім. В.Н. Каразіна, Харків
[2]Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут», Харків

ФОРМУВАННЯ ТВІРНИХ ЛІНІЙ ОТВЕРДІЛОГО ШАРУ ПРИ БЕЗПЕРЕРВНОМУ ЛИТТІ ЗАГОТОВОК З ОЛОВ'ЯНИСТОЇ БРОНЗИ

У сучасному машинобудуванні широкого застосування набули процеси безперервного лиття заготовок з мідних сплавів, зокрема олов'янистої бронзи. При цьому ключовим етапом є кристалізація металу в кристалізаторі, яка визначає якість поверхні та внутрішню структуру заготовки. Особливий інтерес становить формування твірних ліній отверділого шару, що відображають характер перебігу процесів твердіння та взаємодії розплаву з елементами кристалізатора.

Для визначення особливостей формування твірних ліній було проведено експериментальне дослідження, яке полягало у видаленні рідкої фази з кристалізатора. У результаті цього залишався лише отверділий шар заготовки, що дозволило безпосередньо спостерігати геометрію твірних ліній у зоні кристалізації.

Отримані результати показали, що форма твірних ліній є нерівномірною та має складну конфігурацію. Зокрема, у верхній частині заготовки спостерігається утворення обмеженої порожнини, що свідчить про неоднорідність процесу кристалізації. Це може бути пов'язано з різницею умов охолодження, впливом гідростатичного тиску розплаву, а також зміною адгезійних властивостей на межі контакту отверділого шару та стінок кристалізатора.

Для пояснення механізму формування такої конфігурації було виконано розрахунок сил, що діють на ділянку отверділого шару. Аналіз проводився з урахуванням різниці щільності бронзи в рідкому та твердому станах, а також умов перебування матеріалу в різних середовищах – у розплаві та повітрі. Встановлено, що на отверділий шар діє гідростатичний тиск з боку розплаву, який визначається глибиною занурення та щільністю металу. Крім того, важливу роль відіграє сила тяжіння, яка сприяє відриву окремих ділянок отверділого шару.

Розрахунки показали, що при певних умовах сумарна дія сил може призводити до відокремлення частини отверділого шару від поверхні кристалізатора. Це явище пояснюється зменшенням адгезійного зчеплення між металом і графітовою поверхнею кристалізатора, а також наявністю когезійних зв’язків усередині матеріалу. У результаті формується характерна геометрія твірних ліній, що відображає баланс між діючими силами.

Особливу увагу приділено порівнянню поведінки отверділого шару в різних середовищах. У розплаві діє виштовхувальна сила, зумовлена різницею густини, яка зменшує ефективну вагу матеріалу. Натомість у повітрі ця сила практично відсутня, що призводить до збільшення навантаження на ділянки отверділого шару. Це, у свою чергу, впливає на умови їх відокремлення та формування кінцевої конфігурації.

Таким чином, результати дослідження дозволяють зробити висновок, що конфігурація твірних ліній отверділого шару при безперервному литті заготовок з олов’янистої бронзи визначається сукупною дією гідростатичних, гравітаційних, адгезійних і когезійних сил. Отримані залежності можуть бути використані для вдосконалення конструкції кристалізаторів та оптимізації режимів лиття, що сприятиме підвищенню якості безперервно литих заготовок і зниженню ймовірності утворення дефектів.

УДК 669.18(075.8)

В.Є. Хричиков, О.В. Меняйло, О.Д. Семенов

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ОСОБЛИВОСТІ РОЗПЛАВЛЕННЯ ЗАТВЕРДІЛОГО ШАРУ ЧАВУНУ В КОКІЛЬНО-ПІЩАНИХ ЛИВАРНИХ ФОРМАХ

Валки для прокатних станів повинні мати зносостійкий і термостійкий (для валків гарячого прокатування) робочий шар, міцну і в'язку серцевину бочки і шийок [1]. Валки відливають з чавуну (80-90%), заевтектоїдної сталі, а частка кованих валків дорівнює ≈5%. Валки з чавуну з кулястою формою графіту забезпечують високу зносостійкість робочого шару, задовільну міцність осьової зони, а обсяг їх виробництва дорівнює ≈60%. Відливають валки масою до 40 т в стаціонарні ливарні форми або відцентровим способом, з гладкою бочкою або з литими калібрами. Відцентровий спосіб лиття поки використовується обмежено через відсутність устаткування для різних розмірів валків,

необхідністю точного виготовлення кокільного і опочного оснащення без ексцентриситету та відхиленню від центру мас.

В роботі досліджували вплив процесу кристалізації прокатних валків із чавуну з кулястою формою графіту на положення межі виливання в стаціонарній кокільно-піщаній ливарній формі.

Аналіз останніх досягнень та публікацій. Прямі методи експериментального дослідження процесу твердіння виливків включають: виливання рідкого залишку та термічний аналіз за допомогою термопар, встановлених у різних точках виливки. Перший метод був використаний А. С. Лавровим ще в 1866 р., а потім і іншими дослідниками, другий – Н.Т. Гудцовим, Б.Б. Гуляєвим, Г.П. Іванцовим, В.М. Тагєєвим, А.І. Вейніком та іншими. Навіть для невеликих за масою виливків поєднання обох методів – складний і трудомісткий експеримент. Тому кількість таких досліджень незначна. Відсутні дані про результати експериментів з виливання рідкого залишку і одночасного термічного аналізу за допомогою термопар для масивних виливків з високоміцного чавуну в комбінованих кокільно-піщаних ливарних формах.

Методика досліджень. На чотиримісному піддоні для лиття прокатних валків збирали чотири ливарні форми, що складаються із загальної литкової сифонної системи з тангенціальним підведенням живильника в нижню піщану форму діаметром 350 мм. На опоку нижньої шийки встановлювали кокіль з отвором діаметром 500 мм. Маса високоміцного чавуну, що заливали у форми, була 5100 кг, а хімічний склад, мас. %: C - 3,04; Si – 2,10; Mn – 0,48; P – 0,189; S – 0,010; Cr – 0,35; Ni – 1,08; Mg – 0,03. Модифікування чавуну лігатурою залізо-кремній-магнієвою (Mg ≈7%) здійснювали в окремому ківші за технологічними інструкціями ВАТ «Дніпропетровський завод прокатних валків».

В одній із форм по радіусу кокілю і піщаної форми встановлювали 10 хромель-алюмелевих (ХА тип К) термопар на різній відстані від поверхні тепловідведення. Гарячі спаї термопар захищала розроблена конструкція, яка виключала зміщення теплоізоляції по горизонталі через гідравлічний тиск металу і запобігала появі тріщин в кварцовій трубці, обумовлених її термічним розширенням. ХА термоелектроди діаметром 0,5 мм і довжиною 7...12 м ізолювали один від одного двоканальної високоглиноземистої соломкою із зовнішнім діаметром каналів 0,65...0,75 мм. Холодні спаї термопар кріпили безпосередньо до вхідних клем потенціометра КСП-4, який забезпечував реєстрацію температури в інтервалі 0...1370 ^{0}С.

Результати та їх обговорення. Після заливання чавуну при температурі 1335 ^{0}С через загальний стояк і заповнення чотирьох ливарних форм, здійснювали

послідовний підйом ливарних форм з піддону мостовим краном. Випускання розплаву, що не затвердів, виконували через 2 хв 25с, 7 хв 40с, 23 хв і 46 хв. Перші три рази видалення рідкого осередку відбувалось швидко протягом 1 ... 3 сек. При випусканні розплаву на 46 хв рідка фаза витікала тільки з нижньої шийки і повільно протягом 1 ... 2 хв, а наприкінці "краплями" металу.

При випусканні рідкого чавуну через 2 хв 25 с товщина затверділого металу в піщано-глинястій формі Ø350 мм була нерівномірна і з протилежних сторін дорівнювала 3,0 ... 4,9 мм та 3,6 ... 6,5 мм. Але при випусканні металу через 7 хв 40 с раніше затверділий шар металу на піщано-глинястій формі повністю розплавився.

Тільки при випусканні металу через 23 хв у піщано-глинястій формі знову затвердів метал нерівномірної товщини з протилежних сторін 2,7 ... 3,8 мм та 3,9 ... 6,5 мм. Причому, товщина знову затверділого шару через 2 хв 25с і 23 хв практично однакові. У кокілі відбувається послідовне твердіння чавуну і розплавлення раніше затверділого металу не фіксується.

Таким чином, розрахунки Г.П. Іванцова та А.Й. Вейника про можливість розплавлення раніше затверділого шару стали у виливниці за рахунок рідкого металу центральної частини, експериментально не підтверджені. Для вище наведених умов охолодження експерименти показали можливість розплавлення затверділого шару металу у піщано-глинястій формі за рахунок тепла рідкого осередку виливка після нагрівання форми та низької теплоакумулюючої здатності піщаної суміші.

УДК 669.715:66.067

Т. Г. Цір, В. Д. Бабюк, Є. А. Жидков, Л. К. Шеневідько

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

etarastsir@gmail.com

ЩОДО ФОРМУВАННЯ РІЗНИХ ФОРМ ПЕРВИННОГО КРЕМНІЮ В ЗАЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВАХ СИСТЕМИ AL-SI

Формування морфології кремнію в заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів є одним з важливих умов отримання виливків з необхідними фізико-механічними характеристиками. Досягненням такої умови є використання різновиду процесу модифікування щоб отримати компактну форму і мінімальний можливий

розміру кристалів кремнію (рис.1 в), особливо коли вміст останнього перевищує 18…20 мас.%. Також, унеможливити утворення первинного кремнію різної, небажаної морфології (рис.1 а, б).



а - сплав АК20 (20 мас.% Si); б – сплав АК25 (25 мас.% Si); в – сплав АК25 (25 мас.% Si) після модифікування

Рис.1 - Морфології первинного кремнію в алюмінієвих сплавах АК20 та АК25.

Дана робота є намаганням розібратися як відбувається утворення різної кількості форм первинного кремнію під час кристалізації (рис. 1 а, б).

В цих дослідженнях використовували сплави: АК20 який є бінарним сплавом алюмінію та кремнію та АК25 який є розробленим промисловим сплавом. Температури ліквідус для кожного сплаву встановлювали при рівноважних умовах, що відмічено горизонтальними лініями на рис.2, експерименти для обох сплавів проводилися за однією методикою.

Як відомо, під час кристалізації виділяється прихована теплота кристалізації яка спостерігається на кривих охолодження зумовлена появою горизонтальної ділянки (плато) або інших відхилень від попередньої ділянки кривої охолодження, що свідчить про утворення зародків кремнію та їх подальше зростання.

На рис.2 продемонстровано криві охолодження для сплавів АК20 та АК25. Відмічені маркерами (чорні зірочки) зміни на кривих охолодження для обох сплавів і є початком виділення прихованої теплоти кристалізації та появі та зростанню нової

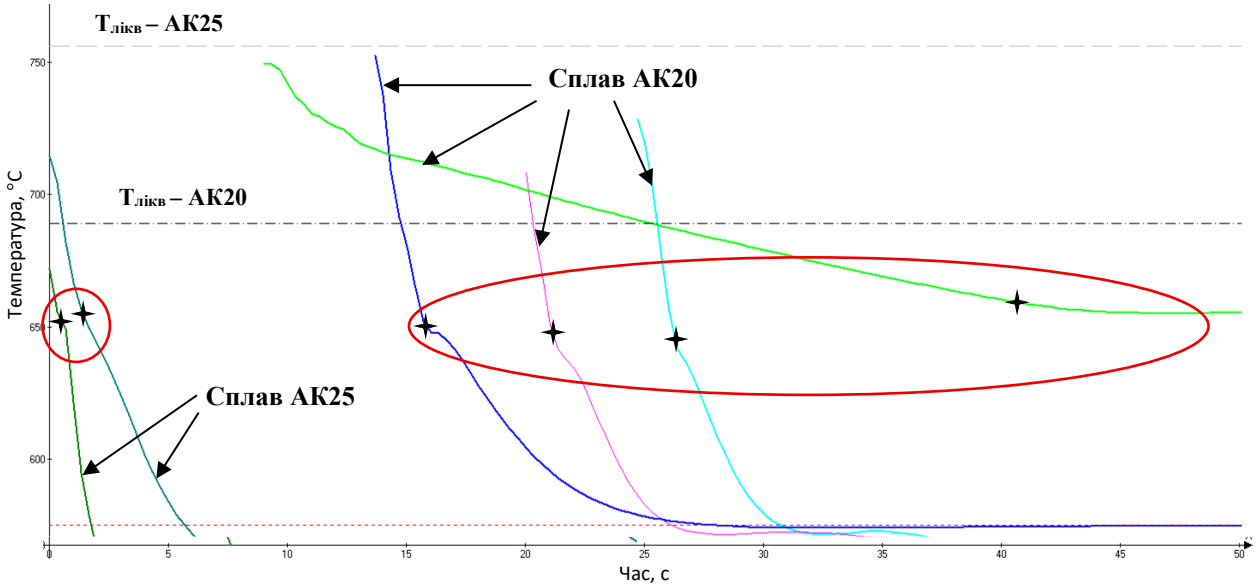


Рис.2 - Криві охолодження алюмінієвих сплавів АК20 та АК25 отримані в різних умовах охолодження

фази. Діапазон зміни температури на кривих охолодження для сплаву АК20 становить 655 …641 °С, а для сплаву АК25 654…648 °С. Така однаковість зміни температури на кривих охолодження, при достатній різниці вмісту кремнію у 5 мас.%, говорить про можливе утворення однієї з форм первинного кремнію в діапазоні вмісту кремнію 20…25 мас.%.

Отримані результати, дають підставу для висунення *гіпотези*, що така різновидність форм первинного кремнію формується у різний часовий проміжок процесу кристалізації. Разом з тим, запропонована гіпотеза потребує прийняття двох допущень: 1 – зародки кристалів для всіх майбутніх форм первинного кремнію з'являються приблизно в один момент; 2 – поява зародків кристалів різних форм первинного кремнію рознесені в часі процесу кристалізації.

Отже, можна сказати, що на даний момент встановлено змінність кривої охолодження в однаковому діапазоні температур для двох різних заевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів, що мають в кінцевій структурі однакові форми первинного кремнію. Дане питання потребує подальшого вивчення для детального встановлення механізм утворення різних форм первинного кремнію.

УДК 621.746.1:534.232

О. В. Чистяков, І. А. Нурадінов, А. С.Нурадинов

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

inuradinov@gmail.com

УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСОМ ЗАРОДКОУТВОРЕННЯ У РОЗПЛАВАХ МЕТАЛІВ

Розуміння фізичної сутності процесів зародження та зростання кристалів у розплавах є основою для управління формуванням структури та властивостей литих заготовок з металів. Тому проблемі зародження та зростання кристалів присвячена велика кількість теоретичних та експериментальних досліджень, у тому числі з вивчення зовнішніх фізичних впливів на ці процеси [1-3]. Існує достатня кількість робіт, що підтверджують позитивний вплив пружних коливань (вібрації та ультразвуку) на процеси кристалізації металів [4-7]. Однак у деяких роботах ставиться під сумнів ефективність впливу пружних коливань на зародження та зростання кристалів у металах [1, 2, 8]. Суперечливість результатів з цієї проблеми, на наш погляд, пов'язана з відсутністю надійних способів вивчення процесу зародкоутворення у розплавах металів. Тому у цій роботі переслідувалося завдання створення надійної методики фіксації моменту зародження кристалів у розплавах металів, а також вивчення впливу пружних коливань на цей процес. Для вирішення цієї задачі, широко використовуються непрямі методи вивчення, зокрема метод фізичного моделювання, що й було зроблено у цій роботі. Для цього була розроблена відповідна методика досліджень процесів зародкоутворення у розплавах модельних матеріалів та створена спеціальна експериментальна установка [9].

Отже, відомо, що для кристалізації рідкого металу необхідне переохолодження його розплаву (Δt^-), величина якого залежить від природи металу, його чистоти, температур перегріву, швидкості охолодження тощо. При цьому з підвищенням температури перегріву розплаву металу над температурою ліквідус (Δt^+) відбувається збільшення його переохолодження (Δt^-), при якому зароджуються кристали. В літературі є теорії поверхневої та об’ємної кристалізації, що пояснюють залежність переохолодження розплаву від перегріву [11, 12]. В першому випадку вважається, що кристалізація починається на поверхнях твердих підкладок (стінок ливарних форм, нерозчинних домішок, оксидних плівок тощо), а перегрів впливає на стан цієї поверхні. Друга теорія вважає існування в розплаві металу мікроугрупувань

атомів (кластерів), які зберігаються при невеликому перегріві розплаву над ліквідусом і слугують зародками при його кристалізації, але руйнуються при більших перегрівах. Але обидві теорії не знаходять експериментального підтвердження для деяких металів (наприклад, алюмінієвих сплавів), в яких максимальні переохолодження досягаються при перегрівах більше 200-400°С [11, 12].

З результатів проведених нами експериментів слід, що вплив перегріву на переохолодження, найімовірніше, обумовлена станом обмежено розчинних домішок у розплавах металів [9]. Мається на увазі, що з підвищенням температури розплаву зростає розчинність таких домішок, внаслідок чого змінюються його фізико-хімічні властивості (рівноважна температура кристалізації, в'язкість, теплота фазового переходу, теплоємність тощо). У такому випадку, як правило, відбувається зміщення межі метастабільності в область менших переохолоджень, що нами і було підтверджено експериментально на прозорих модельних середовищах (дифеніламін, салол). Було встановлено, що при температурах перегріву вище певного рівня їхні розплави помітно змінювали свій колір, тобто в них, ймовірно, відбувалися незворотні процеси. При цьому температури плавлення (кристалізації) цих середовищ знижувалися в залежності від температур їх перегріву на 2-4°С.

Було зроблено припущення, що у такому разі зовнішні силові впливи (наприклад, вібрація та ультразвук) можуть бути ефективними прийомами для керування процесами кристалізації металів. Дійсно, для всіх досліджуваних сплавів та середовищ вплив пружних коливань (вібрації та ультразвуку) на дослідні зразки призводило до зменшення переохолодження, при якому відбувалося зародження кристалів (табл.). При цьому ефективність впливу пружних хвиль помітно підвищувалася із збільшенням об'ємів зразків, що, ймовірно, пов'язаний зі зміною кількості активних домішок зі збільшенням об'єму дослідних зразків. Загалом, з проведених досліджень слід зазначити той факт, що для всіх модельних матеріалів вплив вібрації на їхнє переохолодження виявився сильнішим, ніж ультразвуку. При цьому ефект від впливу пружних коливань обох типів істотно вищий для дослідних зразків, в які були введені додаткові тверді підкладки – кварцові піщинки та сталеві кульки (табл.).

У літературі немає єдиної думки щодо механізму впливу пружних хвиль на зменшення переохолодження перед кристалізацією (тобто на зародження кристалів) у металах. Наводяться різні фактори, які грають вирішальну роль у процесі зародкоутворення в розплавах металів, а саме: зниження в'язкості і, відповідно, зменшення міжфазної енергії; поява флуктуацій температур та густин, пов'язаних з

локальними змінами тисків у областях кавітації, стисків та розтягувань [8, 10]. З аналізу результатів наших досліджень можна стверджувати, що жоден із перерахованих факторів не є ключовим у зниженні переохолодження розплавів металів перед кристалізацією.

Таблиця

Переохолодження модельних матеріалів залежно від умов їх кристалізації (для зразків об'ємом V=16·10^{-6}м^3 при їх перегріві Δt^+ = 10°С)

№№ п/п	Матеріал	**Переохолодження**, Δt^-, °С		
		Спонтанне	Під дією вібрації A = 0,5 мм, ω = 50 Гц, P = 200 Вт	Під дією ультразвуку I = 2000 Вт/м^2
1.	Сплав Вуду	12/12	4/2	8/6
2.	Сплав Розе	8/8	3/1	6/3
3.	Дифеніламін	21/21	7/2	9/3
4.	Камфен	14/14	4/2	6/3
5.	Салол	22/22	7/2	17/12

Примітка: у чисельнику – для зразків без механічних домішок;
у знаменнику – для зразків з механічними домішками.

На підставі отриманих результатів можна припустити, що механізм впливу пружних хвиль (вібрації та ультразвуку) на первинне зародження кристалів у розплавах металів полягає у механічному впливі на адсорбовані кристалічні зародки на поверхнях підкладок (домішок), які існують у всіх реальних сплавах. Активація твердих підкладок або, інакше кажучи, фізична адсорбція атомів на стінках ливарних форм, тугоплавких нерозчинних частинках тощо є фактом загальновизнаним. Їх розміри можуть бути на два-три порядки більші, ніж теоретичні значення критичного радіусу зародків [10, 13]. Однак навіть такі порівняно великі кристалічні зародки, що утворилися внаслідок адсорбції атомів на деякій поверхні, при малих переохолодження ростуть не завжди. Ймовірність того, що адсорбовані зародки стануть центрами кристалізації, на наш погляд, залежить від наявності на їх поверхнях ступенів для подальшого зростання (дислокацій). Вплив пружними коливаннями (вібрацією та ультразвуком) на розплави металів у процесі їх охолодження підвищує швидкість зародження кристалів саме через те, що механічне тертя твердих підкладок

між собою і зі стінками ливарних форм, а також кавітаційна ерозія створюють на поверхнях адсорбованих зародків ступені росту (дислокації).

Список літератури

1. Оно А. Затвердевание металлов. – М.: Металлургия. – 1980. – 280 с.

2. Флемингс М. Процессы затвердевания. – М.: Мир. – 1977. – 423 с.

3. Ефимов В. А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия. – 1976. – 552 с.

4. Нурадинов А. С., Ноговицын А. В., Нурадинов И. А., Зубенина Н. Ф. Внешнее термосиловое воздействие как фактор управления формированием структуры литых заготовок // Процессы литья. – 2019. – №4. – С. 11-19.

5. Нурадинов А. С., Прыгунова А. Г., Шейгам В. Ю., Вернидуб А. Г., Нурадинов И. А. Физические методы управления формированием структуры металлов // Металл и литье Украины. – 2020. – №2. – С. 64-71.

6. A. Eldarchanov, O. Figovsky, A. Nuradinov Influence of Vibration on Continuously Cast Blooms // Scientific Israel – Technologacal Advantages. – 2014. – Vol. 16 (no.1-2). – S. 225-228.

7. Nuradinov A. S., Nogovitsyn A. V., Nuradinov I. A. and oth. Research of possibility of control of the formation of crystal structure of metal alloys // Science and innovation. – 2020. – Vol .16(4). – S. 67-73.

8. Campbell I. Effekts of vibration during Solidification // Internationale Metals Reviers. – 1981. – №2. – P. 71-108.

9. Чистяков О. В., Нурадинов А. С., Ноговіцин О. В., Сіренко К. А., Баранов І. Р., Нурадінов І. А. Методика дослідження механізмів зародження кристалів у розплавах металів в залежності від їх обсягу та форми // Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів". – 2025. – №2. – С. 47-58.

10. Овсиенко Д. Е. Зарождение и рост кристаллов из расплава. – К.: Наукова Думка. – 1994. – 256 с.

11. 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. – P. 543–549.

12. Mei Q., Li J. Dependence of Liquid Supercooling on Liquid Overheating Levels of Al Small Particles // Materials. – 2016. – V. 9, No. 1, article 7. – P. 1-8.

13. Фольмер М. Кинетика образования новой фазы. – М.: Наука. – 1986. – 208 с.

УДК 621.375.826

О. П. Шатрава, В. П. Лихошва, М.О. Кудрявченко, М.І. Голубчик, Л.М. Клименко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів

НАН України, м. Київ

Тел./факс.: (*044) 424-3230, e-mail: plazer_v@ukr.net*

ЛЕВІТАЦІЙНА ПЛАВКА ЯК СПОСІБ ВИРОБНИЦТВА ЛИТИХ БІМЕТАЛІЧНИХ ВИРОБІВ

З'єднання різнорідних металів, таких як залізо та алюміній, стає все більш важливим для виробництва легких та високопродуктивних компонентів у різних галузях промисловості, включаючи автомобільну та аерокосмічну [1 - 3]. Одержання біметалевих конструкцій залізо-алюміній (Fe-Al) традиційними методами, такими як заклепки та клейове склеювання, або різні методи зварювання залишають багато серйозних проблем в процесі з'єднання цих двох типів металів із суттєвою різницю в теплофізичних властивостях. Крім того, Al є високоактивним і легко утворює щільну плівку оксиду Al_2O_3 із високою температурою плавлення (2050 ◦C), що призводить до їхньої поганої металургійної сумісності і може знизити міцність їх з'єднання.

Попередні дослідження показують, що визначальний вплив на характер та міцність з'єднання композиційних конструкцій залізо-алюміній (Fe-Al) має розмір та склад перехідного шару між ними. Крім того, велике значення мають ливарні аспекти процесів з’єднання, що важливо в випадках коли один із шарів знаходиться у твердому стані, а інший у рідкому.

Електромагнітна левітаційна плавка (ЕЛП) - це передова технологія обробки, яка використовує магнітну індукцію для підвішування і нагріву металевих розплавів, що проводять, без прямого фізичного контакту з тиглем. Це досягається шляхом генерації вихрових струмів в розплавленому металі, які потім взаємодіють з прикладеним магнітним полем, створюючи як левітаційні сили (протидіючі гравітації), так і резистивний нагрів. оскільки він ефективно виключає забруднення від тугоплавких матеріалів тигля, що призводить до отримання розплавів більш високої чистоти. Також в рамках левітаційної плавки існує можливість варіювання

температурами розплаву і підкладки та витримки часу в процесі взаємодії рідкого металу з твердим при формуванні з’єднань сплавів алюмінію та заліза.

В роботі досліджували вплив температури розплаву (700-900 °С) на процес взаємодії рідкого алюмінію з поверхнею не нагрітого сталевого стержня (20 – 25 °С). З’єднання відбувалася при дії високочастотного електромагнітного поля в умовах левітації при однаковій витримці часу після контакту (10 с) та подальшим охолодженням в теплоізольованому тиглі.

Дослідження складових біметалевих виливків та зони їх з’єднання показали наявність щільної перехідної зони між ними у більшості випадків. Також визначено, що мікротвердість стального стержня знаходиться в межах 130 – 170 кг/мм^2. Мікротвердість алюмінію (в середині виливка) знаходиться в межах 25 – 35 кг/мм^2. А мікротвердість перехідного шару різко змінюється від поверхні стального стержня до алюмінієвого виливка. Мікротвердість зростає до 200 -230 кг/мм^2, а в деяких точках навіть до 340 кг/мм^2, а потім знижується до 60 кг/мм^2, затим надалі знижується до 30 кг/мм^2, що відповідає твердості алюмінію. Такі зміни мікротвердості спостерігаються в перехідному шарі між поверхнею сталевого стержня до алюмінієвого виливка в межах приблизно 15 – 20 мкм. Загальний вигляд цієї зони показує наявність в ній таких утворень, які являють собою сполуки з більшою твердістю ніж вихідні сплави.

Таким чином, в результаті досліджень доведена можливість одержання конструкцій сталь-алюміній шляхом з’єднання рідкого алюмінію з твердою сталевою підкладкою в умовах левітаційної плавки без використання флюсу на міжфазній поверхні зони з’єднання.

Встановлено, що з підвищенням температури розплаву з 700 до 900 °С при витримці в такому стані 10 секунд за рахунок інтенсифікації міжфазної взаємодії сполук зростає щільність (границі) перехідної зони шарів з’єднання, зменшується її ширина (перехідної зони), зростає мікротвердість у центральній зоні перехідного шару.

Також доведена можливість утворення інтерметалідних сполук Fe-Al, які мають визначальний вплив на металургійний зв'язок між елементами даної біметалевої системи та залежать від хімічного складу, температури та часу витримки в зоні з'єднання.

Список літератури

1. H. P. Huang, S. X. Li, J. L. Lin, and J. K. Li, “Interfacial reaction and bond strength of Al/Fe bimetallic composites prepared by squeeze casting,” Materials Science and Engineering: A, vol. 527, no. 13-14, pp. 3195–3200, May 2010.

2. J. W. Fu, J. J. Li, Z. G. Hu, R. Z. Huang, and Y. T. Ke, “Analysis of interfacial reaction mechanism between liquid aluminum and solid steel,” Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 22, no. 12, pp. 2919–2926, Dec. 2012.

3. X. Li, D. Liang, and X. Fang, “Recent Progress in Dissimilar Joining of Aluminum Alloys to Steels,” Journal of Materials Science & Technology, vol. 34, no. 5, pp. 835–845, May 2018.

УДК 621.742

П. В. Шелепко, О. І. Пономаренко, Є.Д. Євтушенко

Національний технічний університет

"Харківський політехнічний інститут",

Україна, м. Харків

СТРУКТУРА ГІБРИДНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЬНОЇ ОСНАСТКИ ДЛЯ РОБОЧИХ КОЛІС НАСОСІВ

Виготовлення модельної оснастки для робочих коліс насосів пов’язане з рядом серйозних технологічних труднощів. Робочі колеса є відповідальними литими деталями, які широко застосовуються в насосному обладнанні для перекачування води, технічних рідин, нафтопродуктів та інших середовищ. Такі вироби використовують у машинобудуванні, енергетиці, хімічній та нафтогазовій промисловості. Геометрія робочого колеса безпосередньо впливає на гідравлічні характеристики насоса, його коефіцієнт корисної дії та стабільність роботи. Саме тому до точності ливарної оснастки для цих деталей висуваються підвищені вимоги. Закриті робочі колеса зі складним профілем лопаток найчастіше відносять до IV–V класів складності виливків за ДСТУ 26645-85, що додатково підкреслює високі вимоги до точності, стабільності розмірів і правильності сполучення елементів оснастки.

Однією з основних проблем при виготовленні такої оснастки є формоутворення від'ємних криволінійних лопаток у стрижневих ящиках. Саме ці елементи мають складну просторову геометрію, змінний профіль і піднутрення, які суттєво ускладнюють їх механічну обробку. Триосьова ЧПУ-обробка добре підходить для виготовлення базових, посадкових і рознімних поверхонь модельної оснастки, де важливими є точність базування та стабільність складання. Проте для лопаток із піднутреннями її технологічні можливості є обмеженими, оскільки інструмент не завжди має необхідний доступ до всіх ділянок поверхні. У таких випадках доводиться застосовувати додаткові переустановки, ускладнювати маршрут обробки та витрачати більше часу на доведення. П'ятиосьові обробні центри дозволяють значно точніше й швидше формувати складні поверхні, але їх використання пов'язане з високою вартістю обладнання, складнішим програмуванням і підвищеними вимогами до кваліфікації персоналу. Саме це і зумовлює доцільність пошуку гібридного підходу до виготовлення модельної оснастки для робочих коліс насосів.

За таких умов доцільно використовувати гібридний підхід до виготовлення модельної оснастки. Його суть полягає у раціональному розподілі операцій між механічною та адитивною обробкою з урахуванням геометрії, функціонального призначення та вимог до точності окремих елементів. Базові, посадкові та рознімні поверхні доцільно виготовляти методом триосьового ЧПУ-фрезерування, оскільки саме для них визначальними є точність базування, стабільність розмірів і правильність складання. Складнопрофільні лопатки, від'ємні елементи стрижневих ящиків та окремі вставки доцільно виготовляти методом 3D-друку, який краще пристосований до відтворення складної просторової геометрії. Такий розподіл операцій дозволяє зберегти точність функціонально важливих поверхонь і водночас уникнути надмірного ускладнення маршруту механічної обробки. Крім того, гібридний підхід зменшує потребу у багаторазових переустановках, скорочує обсяг ручного доведення та робить виготовлення модельної оснастки більш технологічно гнучким.

Структура гібридної технології виготовлення модельної оснастки включає кілька послідовних етапів, пов'язаних між собою в єдиний технологічний маршрут. На першому етапі в CAD-системі SolidWorks будують 3D-модель робочого колеса насоса на основі вихідної конструкторської документації. Далі на її основі проєктують модельну оснастку, визначають площини роз'єму, конфігурацію основних елементів модельного комплекту та розподіляють деталі за способом подальшого виготовлення. Базові частини, моделі верху і низу форми, а також основи стрижневих ящиків виготовляють методом триосьового ЧПУ-фрезерування на верстатах типу SUDA із

використанням плитних матеріалів. Складнопрофільні криволінійні лопатки та окремі вставки виготовляють адитивним методом на 3D-принтері Creality Ender-3 з використанням полімерного матеріалу PETG. Після цього виконують складання, підгонку та доведення елементів модельної оснастки, а завершальним етапом є контроль геометрії із застосуванням 3D-сканування або координатно-вимірювального аналізу. Така послідовність дозволяє поєднати точність механічної обробки базових поверхонь із технологічною гнучкістю адитивного формоутворення складних елементів.



Рис. 1 – Структура гібридної технології виготовлення модельної оснастки для робочих коліс насосів

Практична цінність запропонованої схеми полягає в тому, що вона зменшує кількість переустановок і обсяг ручного доведення. Базові поверхні формуються стабільно і з потрібною точністю. Лопатки складної форми виготовляються без складних траєкторій багатовісної обробки. Цифровий контроль дозволяє виявити відхилення ще до остаточного складання. За результатами дослідження, гібридний підхід забезпечує точність базових поверхонь у межах 0,1–0,3 мм, а складнопрофільних елементів – у межах 0,1–0,15 мм. При цьому технологічний маршрут скорочується на 30–40 %, а собівартість знижується на 20–30 % порівняно з виготовленням оснастки на основі п’ятиосьової обробки.

Отже, гібридна технологія виготовлення модельної оснастки для робочих коліс насосів є практично доцільним рішенням для сучасного ливарного виробництва. Її структура базується на чіткому розподілі операцій між триосьовим ЧПУ-фрезеруванням, 3D-друком і цифровим контролем. Це дозволяє зменшити залежність від дорогого багатовісного обладнання, скоротити трудомісткість і забезпечити потрібну точність складних елементів оснастки.

Список літератури

1. Шелепко П. В., Пономаренко О. І., Євтушенко Є. Д. Етапи виготовлення модельної оснастки для лиття стальних робочих коліс у ХТС // Матеріали XVII Міжнародної науково-технічної конференції, Запоріжжя, 26–27 листопада 2024 р. — С.

36. https://repository.kpi.kharkov.ua/server/api/core/bitstreams/64a96ccd-8bfa-4dc2-ab40-a2740da2ef7f/content

2. Шелепко П. В., Пономаренко О. І. Обладнання для виготовлення модельної оснастки робочих коліс // Збірник тез X Міжнародної науково-технічної конференції «Краматорськ–Тернопіль», 21–23 жовтня 2025 р. — С. 152. — https://repository.kpi.kharkov.ua/handle/KhPI-Press/94374

3. Шелепко П. В., Пономаренко О. І. Методи виготовлення відливок литих робочих коліс насосів // Литво. Металургія. 2025: матеріали XXI Міжнародної науково-практичної конференції (27–29 травня 2025 р., Харків–Київ). — Харків: НТУ «ХПІ», 2025. — С. 305–308. — https://repository.kpi.kharkov.ua/server/api/core/bitstreams/d1c5de34-1152-4795-bd7b-54e27167c90a/content

4. Гусачук Д. А., Мельничук М. Д., Малець В. М. Адитивні технології та матеріали: навчальний посібник. — Луцьк: ПП «Волинська друкарня», 2022. — 272 с. — ISBN 978-617-8018-36-8 https://rating2.lntu.edu.ua/uk/gusachukdmitroanatoliyovich

5. Дегтярьов І. М., Нешта А. О., Колесник В. О. Прогресивні технології виготовлення деталей насосного обладнання: навчальний посібник. — Суми: Сумський державний університет, 2021. — 256 с. https://www.academia.edu/103104518

УДК 621.74

П. М. Шумілов, Т. В. Берлізєва

Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», м. Харків

УДОСКОНАЛЕННЯ ПАРАМЕТРІВ ДРОБОМЕТНОЇ УСТАНОВКИ БАРАБАННОГО ТИПУ ДЛЯ ОЧИЩЕННЯ ВИЛИВКІВ

У сучасному машинобудуванні та металургії якість поверхні литих деталей є одним із ключових чинників, що визначають їх експлуатаційні характеристики, довговічність і відповідність стандартам. Після процесу лиття на поверхні виробів залишаються формувальні суміші, окалина, залишки ливникової системи та інші забруднення, що потребують ефективного видалення.

Одним із найбільш поширених методів очищення литва є дробометна обробка, яка забезпечує інтенсивне механічне очищення поверхні за рахунок дії металевих абразивних частинок (дробу). Особливе місце серед обладнання для такого очищення займають дробометні барабани, які дозволяють автоматизувати процес і забезпечити рівномірну обробку великої кількості деталей.

Актуальність теми полягає у необхідності підвищення ефективності очищення литва, зниження енергоспоживання, зменшення зносу обладнання та забезпечення стабільної якості продукції шляхом удосконалення конструкції дробометного барабану.

Метою роботи є обґрунтування основних принципів проєктування дробометного барабану для очищення литва, аналіз конструктивних особливостей, а також визначення параметрів, що впливають на ефективність його роботи.

Дробометний барабан призначений для очищення поверхні литих деталей шляхом їх обробки потоком металевого дробу, який розганяється до високої швидкості за допомогою спеціальних турбін (дробометних апаратів).

Принцип дії полягає у наступному: деталі завантажуються у барабан; барабан обертається, забезпечуючи перемішування виробів; дробометні апарати подають потік дробу на поверхню деталей; відбувається механічне очищення від забруднень; дроб та відходи відокремлюються і повертаються в систему рециркуляції.

Такий процес забезпечує рівномірну обробку складних за формою деталей Особливу увагу при проєктуванні приділяють матеріалу футеровки, оскільки вона піддається інтенсивному абразивному зносу.

Основними параметрами при проєктуванні є визначення геометричних параметрів, таких як діаметр і довжина барабану, кут нахилу, об’єм робочої камери; визначення кінематичних параметрів: частота обертання барабану, швидкість подачі дробу, швидкість обертання турбін, а також визначення технологічних параметрів: тип і розмір дробу, витрата дробу, тривалість обробки.

Ефективність роботи дробометного барабану залежить від:

– рівномірності розподілу дробу;

– ступеня завантаження барабану;

– властивостей абразиву;

– конструкції внутрішніх лопаток або ребер;

– зносу робочих елементів.

Надмірне завантаження може призводити до зниження якості очищення, а недостатнє – до неефективного використання обладнання.

Сучасні тенденції проєктування дробометних барабанів включають:

– використання зносостійких матеріалів;

– оптимізацію форми барабану для покращення перемішування;

– автоматизацію процесів завантаження та контролю;

– впровадження систем пиловловлювання;

– підвищення енергоефективності приводів.

Також перспективним є використання комп'ютерного моделювання для аналізу руху деталей і дробу всередині барабану.

Дробометний барабан є ефективним засобом очищення литва, що забезпечує високу продуктивність і якість обробки. Дробеметні барабанні установки є невід'ємним елементом механізації процесів обробки литва і забезпечують підвищення якості продукції, зменшення трудових витрат і стабільність виробництва. Основними параметрами проєктування є геометричні, кінематичні та технологічні характеристики, які необхідно оптимізувати з урахуванням типу виробів. Конструкція барабану повинна забезпечувати рівномірне перемішування деталей та раціональний розподіл дробу. Значний вплив на ефективність роботи має знос елементів, тому важливим є застосування зносостійких матеріалів. Подальший розвиток дробометних установок пов'язаний із автоматизацією, енергоефективністю та використанням сучасних методів моделювання.

УДК 669.018:621.921.34:620.18

О. А. Щерецький, В. О. Щерецький, Р. А. Сергієнко, А. М. Верховлюк, О. А. Набока, О. А. Каранда

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

rnmptima@ukr.net

ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ СПЛАВИ ДЛЯ ЕКСТРЕМАЛЬНИХ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ: СКЛАД ТА СТРУКТУРА

Високоентропійні сплави (ВЕС) системи Ni–Fe–Cr–Co–Al–Ti є перспективним класом багатокомпонентних матеріалів, для яких характерне утворення твердих розчинів із простою кристалічною ґраткою, зумовлене високою ентропією змішування. Вони поєднують високу термічну стабільність, корозійну стійкість, твердість і

жароміцність, що робить їх перспективними для створення зносостійких матеріалів, покриттів і композитів в тому числі і на основі кубічного нітриду бору.

Фазовий склад і властивості ВЕС системи Ni–Fe–Cr–Co–Al–Ti значною мірою визначаються вмістом алюмінію, який впливає на концентрацію валентних електронів і тип кристалічної ґратки. За низького вмісту Al (<5 ат. %) формується однофазна γ-(fcc) структура, тоді як зі зростанням його концентрації утворюється впорядкована B2-фаза (типу NiAl), а також інтерметалідні σ- та Laves-фази. Це дозволяє варіювати мікроструктуру від пластичної γ-фази до багатофазних структур γ + B2 + σ з широким діапазоном твердості (~200–800 HV).

γ-фаза (ГЦК) характеризується відносно низькою твердістю (~100–300 HV) і високою пластичністю. B2-фаза (упорядкована ОЦК) має значно вищу твердість (~400–600 HV) і визначає зміцнення сплаву. σ-фаза є надтвердою (до 940–1500 HV), але крихкою. Laves-фази (типів C14, C15) також відзначаються високою твердістю (~700–800 HV) і підвищують жорсткість, однак знижують пластичність. Водночас вплив алюмінію на фазоутворення у системі Ni–Fe–Cr–Co–Al вивчений недостатньо.

Матеріали та методи дослідження

Для проведення досліджень було виплавлено п’ять сплавів зі змінним вмістом алюмінію. Хімічний склад визначали методом оптичної емісійної спектрометрії. Хімічний склад розроблених сплавів наведений в таб.1. Мікроструктуру та фазовий склад досліджували методом сканувальної електронної мікроскопії (SEM) із використанням детектора зворотно розсіяних електронів. Визначення елементного складу фазових складових зразків проводили на основі даних енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (EDS) з використанням аналізатора Ultim Max 100.

Таблиця 1 – Хімічний склад розроблених сплавів, ат. %

№ сплаву	Ni	Fe	Cr	Co	Ti	Al	V
1	25,79	27,40	26,39	14,10	5,76	0,22	0,05
2	34,89	18,18	19,63	15,44	6,38	5,14	0,20
3	30,42	22,90	17,27	12,10	4,24	12,72	0,18
4	29,16	14,34	17,41	13,16	5,41	20,19	0,18
5	24,93	10,89	15,06	13,53	15,25	20,03	0,19

Рентгенофазовий аналіз проводили в CuKα-випромінюванні в діапазоні 2θ = 5–140°. Твердість визначали за методом Віккерса, мікротвердість фаз — методом індентування на твердомірі ПМТ 3. Теплофізичні характеристики досліджували методом синхронного термічного аналізу.

Результати

Рентгенофазовий аналіз показав, що за низького вмісту алюмінію формується однофазна γ-(fcc) структура з параметром ґратки a ≈ 3,59 Å, що підтверджується наявністю характерних дифракційних максимумів (2θ ≈ 43,7°; 51,3°; 75,0°) Рис. 1.

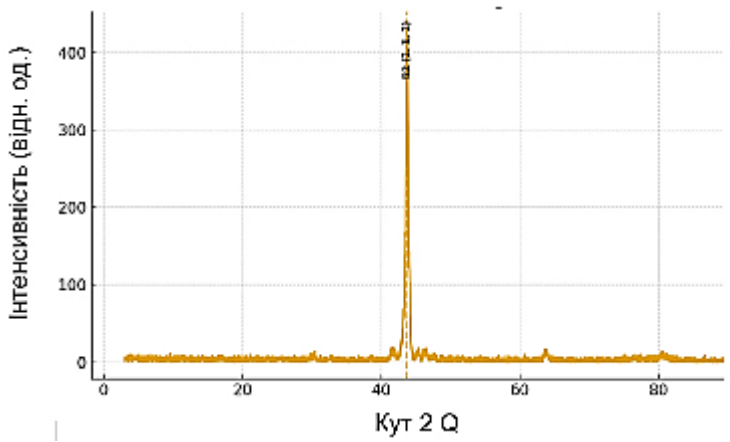


Рис. 1 – Дифрактограма сплаву 1

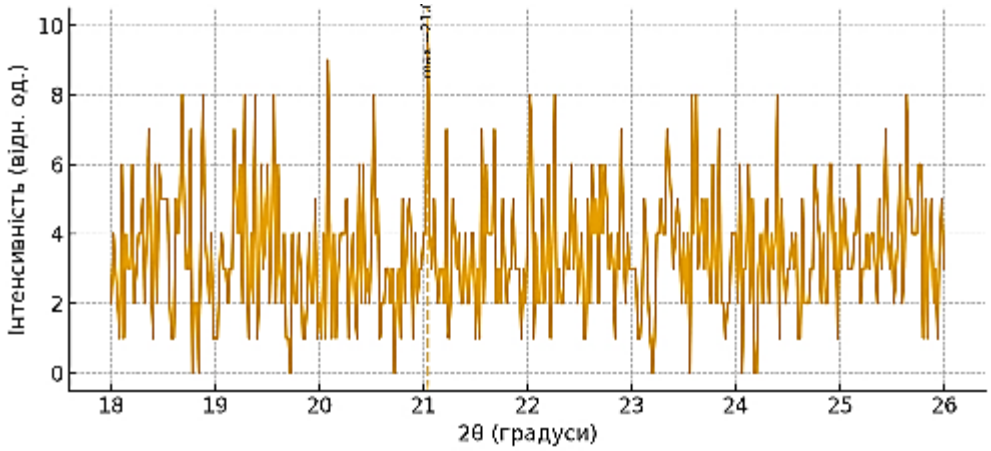


Рис. 2 – Дифрактограма сплаву 4 в області 18 – 26 град

За підвищеного вмісту Al формується двофазна структура з домінуванням B2-фази (bcc, a ≈ 2,91 Å). Для таких сплавів характерна евтектична мікроструктура, що проявляється у вигляді суперпозиції дифракційних піків, їх розширення та

перерозподілу інтенсивностей. Наявність максимумів у діапазонах 63–64° і 80–81° підтверджує формування B2-фази, тоді як інтенсивність піків γ-фази зменшується.

Мікроструктуру сплаву 4 наведено на рис. 3. Мікрозондовий аналіз фаз сплаву 4 – таблиця 2. Використовуючи визначені за допомогою літературних джерел типові хімічні склади фаз для ВЕС на основі NiFeCrCoTiAl [1], можливо визначити фазовий склад сплаву 4 – таблиця 3.

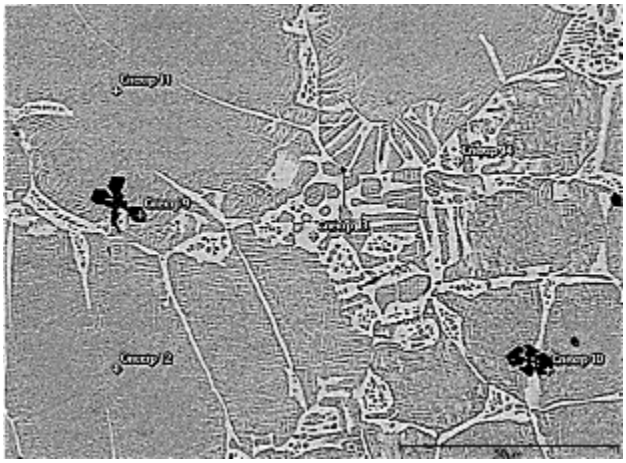


Рис. 3 – Мікроструктура сплаву 4

Таблиця 2 – Мікрозондовий аналіз фаз сплаву 4, ваг.%

№ спектру	Спектр 14	Спектр 8	Спектр 9	Спектр 10	Спектр 11	Спектр 12	Спектр 13
N		0,00	25,38	25,99			
Al	11,13	10,79	0,48	0,96	15,22	15,23	1,50
Ti	5,66	5,38	63,77	59,22	4,63	4,46	1,91
Cr	19,20	17,81	4,16	3,39	11,70	12,07	14,96
Fe	17,27	17,28	2,66	2,97	14,10	15,13	27,01
Co	14,65	15,23	1,39	2,51	15,02	15,00	14,49
Ni	32,08	33,51	2,16	4,96	39,33	38,11	40,13
Всього	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00

Таблиця 3 – Фазовий склад сплаву 4.

Спектри	Ймовірна фаза	Середній хімічний склад фаз (ваг,%)
13, 14	γ (fcc)	Al 2,1; Ti 3,8; Cr 17,08; Fe 22,14; Co 14,57; Ni 36,10
11, 12	B2 (Ni,Co)Al_2 тип	Al 15,22; Ti 4,54; Cr 11,88; Fe 14,62; Co 15,01; Ni 38,72

9, 10	TiN	неметалеві включення, за рахунок плавки сплаву на повітрі

Отримані результати узгоджуються з літературними даними та свідчать про визначальну роль алюмінію у формуванні фазового складу. Збільшення його вмісту сприяє переходу від пластичної γ-матриці до більш твердих B2- та інтерметалідних фаз, що забезпечує суттєве підвищення твердості, але може призводити до зниження пластичності.

Висновки

1. Отримано високоентропійні сплави системи Ni–Fe–Cr–Co–Al–Ti з різним вмістом алюмінію.

2. Встановлено, що зі збільшенням вмісту Al відбувається перехід від однофазної γ-(fcc) структури до дво- та багатофазних станів із домінуванням B2-фази.

3. Показано, що формування B2-, σ- та Laves-фаз забезпечує значне підвищення твердості сплавів.

4. Отримані результати підтверджують перспективність досліджених ВЕС як основи для надтвердих композиційних матеріалів.

Список літератури

1. Ghasemi Arash, Ghasemi Amir Hossein, Eivani Ali Reza, Abbasi Seyed Mahdi, Jafarian Hamid Reza, Jafarian Hamidreza, Ghosh Manojit, Anijdan Seyed Hashem Mousavi. Al-Co-Cr-Fe-Ni-Ti high entropy alloys: A review of microstructural and mechanical properties at elevated temperatures. Journal of Alloys and Compounds. 2025. Vol. 1010. Art. 178216. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.178216

УДК 620.22-419

О. А. Щерецький[1], В. О. Щерецький[1], В. Т. Туркевич[2], Д. А. Стратійчук[2]

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

[2]Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля, НАН України, Київ

rnmptima@ukr.net

ОСОБЛИВОСТІ ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ ТА ПОРОШКІВ НА ЇХ ОСНОВІ ДЛЯ НАДТВЕРДИХ CBN-КОМПОЗИТІВ

Розроблення нових надтвердих композиційних матеріалів на основі кубічного нітриду бору (cBN) є одним із ключових напрямів сучасного матеріалознавства, що безпосередньо пов’язаний із підвищенням ефективності обробки важкооброблюваних матеріалів, таких як жароміцні сплави та суперсплави на основі нікелю. Одним із перспективних шляхів підвищення експлуатаційних характеристик cBN-композитів є використання високоентропійних сплавів (ВЕС) як зв’язуючої фази, що забезпечує поєднання високої міцності, термостійкості та хімічної стабільності.

У роботі досліджено комплекс технологічних процесів, що включають одержання високоентропійних сплавів системи Ni–Co–Cr–Fe–Al–Ti, формування порошків із контрольованим гранулометричним складом та їх подальше використання при синтезі cBN-композитів. Вихідні сплави отримували методом вакуумної індукційної плавки з використанням контрольованих атмосфер, що дозволяє забезпечити високу хімічну однорідність та мінімізувати окиснення активних елементів (Al, Ti). Застосування інтенсивного електромагнітного перемішування сприяє формуванню однорідної структури розплаву та зменшенню макросегрегації. Встановлено, що ключовим фактором, який визначає подальші властивості композитів, є структура і дисперсність порошків ВЕС. Для одержання порошків застосовано комбінований підхід, що включає механічне подрібнення литих заготовок до стружки з подальшим планетарним помелом. Такий підхід дозволяє істотно підвищити ефективність диспергування за рахунок попереднього збільшення питомої поверхні матеріалу. Планетарний помел здійснювали в герметичних стаканах із використанням куль із твердого сплаву при співвідношенні маси куль до порошку 8:1–12:1, швидкості обертання 1200–1300 об/хв та тривалості помелу близько 2 годин із періодичними паузами. Встановлено, що саме ці параметри забезпечують формування порошків із розміром частинок 10–20 мкм із переважно рівновісною морфологією та мінімальною агломерацією. Використання ізопропілового спирту як середовища помелу дозволяє

знизити інтенсивність окиснення та стабілізувати процес подрібнення, а також запобігти злипанню частинок. Показано, що перевищення швидкості помелу призводить до інтенсивного холодного зварювання частинок, тоді як недостатні швидкості не забезпечують ефективного подрібнення. Таким чином, оптимізація режимів помелу є критичною умовою отримання порошків із заданими характеристиками. Після помелу порошки піддавали сушінню та вакуумному прожарюванню з метою дегазації та видалення залишків органічного середовища. Встановлено, що незначне забруднення порошків (1–2 мас.%) внаслідок зносу помольного оснащення не має критичного впливу на властивості композитів і може бути враховане при формуванні складу зв’язки.

Одержані порошки використовували для синтезу cBN-композитів методом спікання при високих тисках і температурах (до 7,7 ГПа і 2000–2200 °C). Показано, що застосування ВЕС як зв’язки забезпечує формування контрольованої міжфазної зони, яка включає нітриди та бориди перехідних металів, рівномірно розподілені по межах зерен cBN. Це сприяє покращенню адгезії та формуванню міцного міжзернового контакту. Встановлено, що багатокомпонентна структура ВЕС призводить до зниження хімічної активності окремих елементів за рахунок ентропійної стабілізації, що дозволяє уникнути інтенсивного руйнування зерен cBN. У результаті формується ієрархічна структура композиту, яка забезпечує ефективне гальмування розвитку тріщин за рахунок механізмів crack deflection та crack bridging. Отримані матеріали характеризуються високими фізико-механічними властивостями: твердість знаходиться на рівні 45–55 ГПа, а тріщиностійкість досягає 8–9 МПа·м$^{1/2}$. Крім того, композити демонструють підвищені пружні характеристики та термічну стабільність, що підтверджує їх належність до класу високомодульних інструментальних матеріалів. Таким чином, запропонований комплекс технологічних рішень, що включає контрольоване одержання високоентропійних сплавів, оптимізацію процесу формування порошків та їх використання у cBN-композитах, дозволяє створити новий клас надтвердих матеріалів із покращеними експлуатаційними характеристиками. Отримані результати можуть бути використані при розробленні сучасного ріжучого інструменту для обробки загартованих сталей, високолегованих чавунів та жароміцних сплавів.

CONTENT

of the Proceeding of XXII INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL CONFERENCE «LYTVO (FOUNDRY)-2026

Ye. G. Aftandylyants, Yu. G. Kvasnytska, V. I. Weiss, T. V. Stepanova, Zh. V. Parkhomchuk, K. G. Kvasnitska. METHODOLOGY FOR DETERMINING QUANTITATIVE PARAMETERS OF THE MICROSTRUCTURE OF STRUCTURAL STEEL…… 13

Ye. G. Aftandylyant, Yu. G. Kvasnytska, V. I. Weiss, K. G. Kvasnytska. INFLUENCE OF STRENGTH ON BALLISTIC RESISTANCE OF STRUCTURAL STEELS…… 17

Ye. G. Aftandylyants, Yu. G. Kvasnytska, V. I. Weis, K. G. Kvasnytsk. INFLUENCE OF IMPACT LOADING CONDITIONS ON THE DESTRUCTION OF STRUCTURAL STEELS BY CHIPPING…….. 20

A. S. Barsuk. DETERMINATION OF POSSIBILITIES OF PROVIDING COMPREHENSIVE REQUIREMENTS FOR THE PROPERTIES OF WEAR-RESISTANT CAST IRON…….. 26

V. Boyko, A. Burmak, M. Voron, O. Kessler, K. Mykhalenkov, A. Springer. Effect of high Li addition on the structure and properties of Al5Mg2SiMn-type casting alloy……. 28

V. B. Bublykov, Yu. D. Bachynsky, O. P. Nesteruk , O. O. Yasynska, S. M. Medvid. COMPARATIVE ANALYSIS OF TECHNOLOGICAL, ENVIRONMENTAL, AND ECONOMIC INDICATORS OF MODIFICATION PROCESSES FOR OBTAINING HIGH-STRENGTH CAST IRON…… 33

V. B. Bublykov, O. O. Yasynsky, Y. D. Bachynsky, O. O. Yasynska, D. M. Berchuk. INFLUENCE OF MODIFICATION METHODS ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH CAST IRON…… 35

V. B. Bublykov, O. O. Yasinsky, Yu. D. Bachynsky, O. O. Yasynska, N. P. Moiseeva. THE ROLE OF COPPER IN FORMING THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH CAST IRON…….. 38

V. B. Bublykov, Yu. D. Bachynsky, O. O. Yasynsky, V. O. Ovsyannikov, N. P. Moiseeva. OBTAINING “SYNTHETIC” PEARLITE HIGH-STRENGTH CAST IRON WITH INCREASED PLASTICITY…… 40

S. A. Buriachenko, T. V. Berlizieva. DESIGN OF A ROLLER UNIT OF PERIODIC ACTION FOR THE PRODUCTION OF FORMING MIXTURES…… 42

N. M. Bushui, V. V. Kukhar. JUSTIFICATION OF THE TRANSITION FROM SAND-CLAY TO COLD-CURRING MIXTURES USING REGRESSION MODELING AND ANALYSIS OF THE ENERGY INTENSITY OF THE FORMING PROCESS…….. 44

V. O. Vasylets, N.S. Yevtushenko, O. I. Ponomarenko. OXIDE FILMS AT LITTS AND UNDER LOW PRESSURE..... 47

A. M. Verkhovlyuk, R. A. Sergienko, O. A. Shcheretsky, V. O. Shcheretsky, D. S. Kanibolotsky, M. I. Naumenko, R. S. Serhiyko. RELATIONSHIP BETWEEN THE COOLING RATE OF HIGH-ENTROPIC ALLOYS AND THEIR MICROSTRUCTURE…….. 48

A. M. Verkhovlyu, D. S. Kanibolotsk, M. I. Naumenko, O. A. Karanda. CORROSION PROPERTIES OF HIGH-ENTROPIC ALLOYS CONTAINING CARBON, BORON, AND VANADIUM IN ALKALINE AND ACID SOLUTIONS…… 50

S. M. Voloshko, A. P. Burmak, I. A. Vladimirsky, M. M. Voron, S. L. Schwab. COMPARISON OF THE STRUCTURAL-PHASE STATE OF THE Ti - 6Al - 4V ALLOY OBTAINED BY ADDITIVE AND METALLURGICAL METHODS AFTER HEAT TREATMENT…… 51

V. A. Gnatush. BIODEGRADABLE BINDING COMPONENTS IN FOUNDRY MOULDS AND RODS…… 55

V. A. Gnatush. THE FOUNDRY INDUSTRY OF UKRAINE IN 2020-2025……. 59

V. S. Holtvianytsia. VIRTUALIZATION OF LABORATORY PRACTICAL TRAINING ON AUTOMATION OF FOUNDRY PROCESSES BASED ON DIGITAL TWIN TECHNOLOGY……62

O. L. Goncharov, K. A. Sirenk. COMPLEX OF TEMPERATURE CONTROL DEVICES IN FOUNDRY PRODUCTION…… 66

O. M. Hrypachevsk, V. V. Tikhonovych, P. Yu. Volosevych, V. G. Novitsk. INFLUENCE OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF TIN FOUNDRY BRONZES ON THE WEAR RESISTANCE OF MOVING COUPLINGS…….. 68

S.I. Hubenko. FEATURES OF THE FORMATION OF THE SYSTEM OF SECONDARY GRAIN BOUNDARIES IN CENTRIFUGALLY CAST HIGH-ALLOY HEAT-STRESSED STEEL…… 72

I. R. Datsenko, T. V. Berlizieva. DEVELOPMENT OF THE DESIGN OF THE ECCENTRIC KNOCKOUT GRID …… 76

V. S. Doroshenko, I. A. Nebozhak , S. I. Klymenko, V. O. Shynsky, Yu. A. Fedyuk. FEATURES OF THE TECHNOLOGY OF CASTING FRAME-REINFORCED METAL PRODUCTS USING GASIFYING MODELS…… 78

Yu. V. Dotsenko, V. Yu. Selivorstov. INCREASING THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE CASTING ALLOY OF THE Al - Si system…… 81

S. D. Yevtushenko, A. A. Dzhanikian, N. S. Yevtushenko, O. I. Ponomarenko. DETERMINATION OF THE OPTIMAL OPTION FOR LOADING OF LKT MACHINES…… 82

N. S. Yevtushenko, N. Ye. Tverdokhliebova. THE ROLE OF OCCUPATIONAL HEALTH AND SAFETY MANAGEMENT SYSTEMS IN ENSURING SAFETY IN METALLURGY ……..85

N. S. Yevtushenko, I. O. Mezentseva. ANALYSIS OF WORKING CONDITIONS IN FOUNDRIES AND THEIR IMPACT ON WORK RESULTS…… 88

N. S. Yevtushenko, Ye. O. Semenov, O. I. Ponomarenko. ENVIRONMENTAL CONTROL IN FOUNDRIES…… 92

V. H. Yefimova, K. Ye. Pismarov. PHYSICO-CHEMICAL FEATURES OF METAL REFINING IN THE INTERMEDIATE LUCK OF MBR…… 94

V. H. Ivanov, M. V. Matveishyn, O. Yu. Voskoboinik. ELECTROCHEMICAL STUDIES OF AUSTENITIC CHROMIUM-NICKEL STEELS WITH BORON…… 97

L. Kh. Ivanova, Ye. V. Kolotylo, V. L. Hrushchak. INFLUENCE OF THE CASTING METHOD OF ROLLING ROLLS ON THE LEVEL OF RESIDUAL STRESSES…….. 99

D. V. Ivanchenko, M. M. Yamshynskyi, I. V. Lukianenko, Ye. H. Byba, B. V. Kyvhylo, R. V. Liutyi. MICROSTRUCTURE OF THE ALLOY Al -5 Cu -0.8 Mn -0.25 Ti STRENGTHENED BY ZIRCONIUM INTRODUCED FROM ITS TETRAFLUORIDE….. 103

V. V. Kaverynkyi, A. I. Trotsan, Z. P. Sukhenko. EFFECT OF FREQUENCY AND DURATION OF PULSES UNDER VIBRATIONAL INFLUENCE ON CRYSTALLIZATION OF EUTECTIC SILUMINE…… 107

O. Ye. Kapustian, Yu. M. Kuskov, I. M. Bilonyk, A. V. Netiaha, D. I. Bilonyk. ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF VANADIUM ON THE PROPERTIES OF CHROMIUM WHITE CAST IRONS…….. 111

I. I. Karpenko, S. I. Klymenko, S. G. Hryshchenko, Yu. G. Kvasnytska, A. M. Verkhovlyuk, FORMATION OF ORGANIZATIONAL AND STRUCTURAL PREREQUISITES FOR THE DEVELOPMENT OF A FOUNDRY INNOVATION ECOSYSTEM…….. 115

I. I. Karpenko, S. I. Klymenko, S. V. Gnyloskurenko. DECARBONIZATION OF METALLURGICAL AND FOUNDRY PROCESSES AS A STRATEGICALLY DEFINED CONDITION FOR INDUSTRIAL TRANSFORMATION SECTOR…….. 120

I. I. Karpenko, S. I. Klymenko, A. M. Verkhovlyuk. ANALYSIS OF THE POSSIBILITIES OF FOUNDERS' PARTICIPATION IN THE STATE TARGETED

PROGRAM FOR ECONOMIC DEVELOPMENT OF THE TITANIUM INDUSTRY OF UKRAINE…… 126

Yu. G. Vasnytska, S. G. Grigorenko, N. V. Kir'yakova, V. G. Novitsky, I. V. Oleksenko. WEAR-RESISTANT HYPEUTECTOID STEELS…… 130

S. V. Kyrylakha. STRUCTURE FORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF TI-6AL-4V ALLOY IN ADDITIVE MANUFACTURING…….. 134

S. V. Kibysh, T. V. Berlizieva, O. V. Akimov. DEVELOPMENT OF A HYBRID SYSTEM FOR FORECASTING FOUNDRY DEFECTS USING OPENFOAM AND PHYSICALLY INFORMED NEURAL NETWORKS…… 138

V. V. Kovalenko, H. A. Bahliuk, A. I. Trotsan, N. A. Uskova. ON THE CAUSES OF PREMATURE FAILURE OF 38KHN3MFA STEEL…… 141

S. V. Kononchuk, O. V. Skrypnyk, V. V. Pukalov. IMPROVEMENT OF CASTING DESIGN BASED ON COMPUTER ANALYSIS OF ITS STRESS-STRAIN STATE……. 145

T. L. Kuznietsova, M. P. Brodnikovskyi. PHYSICAL AND CHEMICAL REASONING FOR THE CHOICE OF A WELDING METHOD FOR CAST HIGH-ENTROPIC ALLOYS OF THE Nb -Ti - Al -Cr - Mo SYSTEM…….. 146

T. L. Kuznietsova, M. P. Brodnikovskyi. PHYSICO-CHEMICAL AND THERMO-PHYSICAL FEATURES OF THE DEVELOPMENT OF NEW-GENERATION TECHNOLOGICAL CHROME ALLOYS WITH INCREASED HEAT STRENGTH AND PLASTICITY…….. 152

O. M. Levadnyi. REVIEW OF MACHINE LEARNING MODELS DESIGNED FOR PREDICTIVE ANALYSIS OF CASTING DEFECTS…… 156

F. L. Leokha, V. Ye. Khrychikov. TECHNOLOGY OF CONTROLLED OXYGEN INTRODUCTION INTO TITANIUM DURING CHAMBER ELECTROSLAG MELTING…… 157

T. V. Lysenko, O. S. Rudy, A. I. Prokofiev. IMPROVING THE QUALITY OF CAST PARTS OF PIPELINE FITTINGS……..160

V. Yu. Lysenkov, Ye. Ye. Lavryk. CONCEPTUAL SOLUTIONS FOR MODERNIZATION OF FORMING MACHINES BASED ON THE USE OF A PULSE FORMING UNIT…….. 162

V. M. Lomakin. METHODOLOGY OF MODELING AND CALCULATION OF THERMAL PROCESSES IN MULTI-PLACE MOULDS…… ……..164

I. V. Lukianov, O. I. Ponomarenko. INFLUENCE OF RHEOLOGY CHARACTERISTICS OF MOULDING MIXTURES ON THE SURFACE QUALITY OF CASTINGS…… 169

M. V. Marych, M.P. Brodnikovskyi, H. A. Bahliuk, T. L. Kuznetsova. COMPARISON OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF NIOBIUM-BASED HEAT-RESISTANT ALLOYS OBTAINED BY ARC MELTING AND POWDER METALLURGY METHODS…….. 171

S. M. Mezentsev, O. I. Ponomarenko, I. O. Mezentseva. POSSIBILITY OF OBTAINING A COMPLEX ALLOYING ADDITIVE FROM OXIDIZED WASTE…… 173

I. O. Mezentseva, S. O. Vambol, S. M. Mezentsev. PROSPECTS FOR THE DISPOSAL OF USED MILITARY EQUIPMENT USING METALLURGICAL TECHNOLOGIES……176

I. O. Mezentseva, N. S. Yevtushenko, O. G. Martynenko. WAYS TO IMPROVE WORKING CONDITIONS IN FOUNDRY PREMISES…… 178

I. O. Mezentseva, O. O. Kuzmenko, V. S. Vambol. NORMALIZATION OF MICROCLIMATE IN PRODUCTION PREMISES OF FOUNDRY SHOPPING PLANTS…… 181

Ya. B. Melnychenko, I. I. Karpenko, S. I. Klymenko. PROSPECTS FOR THE DEVELOPMENT OF LEGAL REGULATION OF INNOVATIVE ACTIVITIES IN THE SPHERE OF FOUNDRY PRODUCTION……184

V. V. Naumyk, D. V. Pavlenko, O. O. Pedash. FATIGUE AND ENDURANCE OF HIGH- STABILITY NICKEL ALLOY SAMPLES OBTAINED BY SELECTIVE LASER POWDER FUSION…… 190

I. Nebozhak, V. Doroshenko, V. Novytsk, M. Dyachenko. INDICATORS OF CHROME ABSORPTION BY MOLTEN CAST IRON OF THE INITIAL COMPOSITION…….. 192

I. Nebozhak, S. Klymenko, O. Derevyanko, I. Piontkovsky. EFFICIENCY OF INOCULATION OF FOUNDRY STEELS AND ALLOYS USING A GASIFYING DISPERSION-FILLED MODEL…… 197

A. M. Neduzhyi. STUDY OF THE STRUCTURE FEATURES OF THE PRIMARY PHASE DURING ISOTHERMAL HOLDING OF ALUMINUM ALLOY AK7PCH IN THE LIQUID-SOLID STATE…….. 201

A. M. Neduzhyi, A. G. Vernydub. STUDY OF THE SHAPE FILLING OF ALUMINUM ALLOY AK7ch IN THE THIXOLITE PROCESS…… 203

O. P. Nesteruk, V. B. Bublyko, Yu. D. Bachynsky, N. P. Moiseeva , S. M. Medvid. INTENSIFICATION OF THE PROCESS OF MODIFICATION OF CAST IRON IN A FOUNDRY MOLD…….. 205

D. A. Nikolaiev. DETECTION OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF CAST IRON FROM THE CAST IRON MELTING FACTOR FOR FURTHER AUDIT IN DUPLEX PROCESSES WITH UNDETERMINED BATCH QUALITY…… 208

V. G. Novytskyi, Y. G. Kvasnytsk, V. L. Lakhnenk, V. V. Tykhonovyc, I. A. Nebozhak, N. V. Kiryakova, I. V. Oleksenko. DEVELOPMENT OF CAST Fe-Cr-C ALLOYS FOR SLIDING FRICTION…… 210

O. V. Nogovitsy, V. O. Seredenko, O. V. Seredenko, D. O. Derecha. EFFECT OF COOLING RATE AND CONSTANT MAGNETIC FIELD ON THE STRUCTURE OF SUSPENSION INCLUDES IN THE ALLOY OF THE Cu-Fe SYSTEM…… 216

I. A. Nuradinov, O. V. Chistyakov, A. S. Nuradinov. FORMING OF CAST METAL BLANKS UNDER THE ACTION OF VIBRATION…… 222

P. S. Penziev, A. A. Sevoian, S. D. Yevtushenko, O. V. Masalitina, O. V. Akimov. COMPUTER-INTEGRATED DESIGN OF THE TECHNOLOGY OF MANUFACTURING A CASTING FROM STEEL…… 226

P. S. Penziev, A. A. Sevoian, S. D. Yevtushenko, O. V. Masalitina, O. V. Akimov. COMPUTER-INTEGRATED DESIGN OF THE TECHNOLOGY OF MANUFACTURING THE CYLINDER BLOCK-CRANKCASE BODY OF AN ICE FROM ALUMINUM ALLOY…… 228

P. S. Penziev, S. D. Yevtushenko, A. A. Sevoian, O. V. Masalitina, O. V. Akimov. COMPUTER-INTEGRATED DESIGN OF THE TECHNOLOGY OF MANUFACTURING THE ICE BLOCK-CRANKCASE BODY FROM CAST IRON…… 231

A. G. Prygunova, S. S. Petrov, T. A. Ayupova, S. V. PRYGUNOV. STRUCTURAL FORMATION OF HYPEREUTETIC SILUMINE UNDER CONDITIONS OF INTENSIVE HIGH-RATE COOLING OF A DEFORMED MELT…… 233

Ya.Yu. Ryabovolyk, S.V. Kononchuk. COMPUTER MODELING OF CASTING DEFECTS AND METHODS OF THEIR ELIMINATION…… 238

Ya.Yu. Ryabovolyk, V.M. Lomakin. SMART FOUNDRY: DIGITAL CONTROL TECHNOLOGIES FOUNDRY PROCESSES…… 242

V.Yu. Seliverstov, Y.V. Dotsenko. STUDY OF THE INFLUENCE OF LOW-FREQUENCY VIBRATION AND MODIFICATION ON THE DENSITY OF D16 ALLOY…… 246

T. V. Semenova, M. S. Ponamaryova. ASSESSMENT OF THE ECOLOGICAL LEVEL OF THE PRODUCTION OF ROLLING ROLLS…… 248

R. A. Sergienko, R. S. Serhiyko, O. V. Zheleznyak , O. S. Roik , D. S. Kanibolotsky, V. A. Shcheretsky, M. I. Naumenko, A. M. Verkhovlyuk. PREPARATION AND STRUCTURE OF HIGH-ENTROPIC ALLOYS OF THE FeNiCrCuMnV SYSTEM ……. 252

E. M. Sigaryov, O. M. Smirnov, S. V. Semiryagin, A. A. Pokhvalityi, D. V. Orlov, Yu. P. Skorobagatko. INFLUENCE OF SILICON CONTENT ON THE CORROSION RESISTANCE OF FERROSILICIDE IN CONTACT WITH AGGRESSIVE ENVIRONMENTS…….. 258

K. A. Sirenko, O. A. Frolov. APPROACHES AND METHODS OF SOLVING TECHNOLOGICAL PROBLEMS IN FOUNDRY PRODUCTION USING COMPUTER CAPABILITIES……..263

O. M. Smirnov, V. V. Dovbenko, V.O. Tunyk, M. S. Goryuk, Y. P. Skorobagatko, A. Yu. Semenko, V. Ye. Ukhin, S. V. Semiryagin. PROSPECTS OF APPLICATION OF ELECTROMAGNETIC FIELDS IN MODERN TECHNOLOGICAL PROCESSES OF OBTAINING HIGH-QUALITY CONTINUOUSLY CAST COPPER BILL…… 265

A.M. Timoshenko, V.P. Likhoshva, O.V. Shmatko, D.V. Glushkov, P.I. Kirchu. OPTIMIZATION OF INDUCTION HEATING MODES OF THE SPINDLE WHEN OBTAINING A BIMETALLIC STAFF…….. 269

V. V. Tikhonovych, V. G. Novitsky, O. M. Hrypachevsky. INFLUENCE OF THERMAL LOADS ON THE PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF WEAR-RESISTANT SUPERFINE-GRAINED SURFACE FRICTION LAYERS OF MOBILE COUPLINGS OF CAST CHROMIUM STEELS…….. 271

M. S. Trenyov, O. I. Ponomarenko. INFLUENCE OF MODIFICATION WITH FULLERENES ON THE STRUCTURE AND PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOY AK12……..275

M. A. Von Pruss. ECOLOGIZATION OF FOUNDRY PRODUCTION AS A PRODUCTIVE SOLUTION TO REDUCE TECHNOLOGICAL LOAD ON THE ENVIRONMENT…… 277

M. A. Von Pruss, A.V. Narivskyy. MORPHOLOGICAL AND CRYSTALLOGRAPHIC FEATURES OF IRON-CONTAINING PHASES IN SECONDARY SILUMINES…… 279

O.M. Khoroshylov, O.S. Podoliak, A. A. Sevoian, O. V. Masalitina, O. V. Akimov. FORMATION OF FORMATIVE LINES OF A HARD LAYER DURING CONTINUOUS CASTING OF TIN BRONZE BILLS…… 281

V. Ye. Khrychykov, O. V. Meniailo, O. D. Semenov. FEATURES OF MELTING OF A HARDENED LAYER OF CAST IRON IN SAND-CASTING MOLDS…… 282

T. G. Tsir, V. D. Babiuk, E. A. Zhidkov, L. K. Shenevidko. ON THE FORMATION OF VARIOUS FORMS OF PRIMARY SILICON IN HYPEUTECTIC ALLOYS OF THE AL-SI SYSTEM…… 284

O. V. Chistyakov, I. A. Nuradinov, A. S. Nuradinov. CONTROL OF THE NUCLEUS PROCESS IN METAL MELTS…….. 287

O. P. Shatrava, V. P. Likhoshva, M.O. Kudryavchenko, M.I. Golubchyk, L.M. Klymenko. LEVITATION FUSION AS A METHOD FOR MANUFACTURING CAST BIMETALLIC PRODUCTS……..291

P. V. Shelepko, O. I. Ponomarenko, Ye. D. Yevtushenko. STRUCTURE OF HYBRID TECHNOLOGY FOR MANUFACTURING MODEL EQUIPMENT FOR PUMP IMPELLERS…… 293

P. M. Shumilov, T. V. Berlizieva. IMPROVEMENT OF PARAMETERS OF A DRUM-TYPE SHOT BLASTING MACHINE FOR CASTING CLEANING…….. 296

O. A. Shcheretsky, V. O. Shcheretsky, R. A. Sergienko, A. M. Verkhovlyuk, O. A. Naboka, O. A. Karanda. HIGH-ENTROPIC ALLOYS FOR EXTREME OPERATING CONDITIONS: COMPOSITION AND STRUCTURE……..298

O. A. Shcheretsky, V. O. Shcheretsky, V. T. Turkevich, D. A. Stratiychuk. FEATURES OF THE PRODUCTION OF HIGH-ENTROPIC ALLOYS AND POWDER-BASED ONCE FOR SUPERHARD CBN-COMPOSITES…….. 303

XV МІЖНАРОДНА

НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ

МЕТАЛУРГІЯ 2026

ЗМІСТ

МАТЕРІАЛІВ XV МІЖНАРОДНОЇ НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ

«МЕТАЛУРГІЯ» 2026

Tarasiuk L.I., Kargin S.B. STUDY OF THE QUALITATIVE COMPOSITION OF NON-METALLIC INCLUSIONS IN YTTRIUM-MODIFIED METAL…… 321

Ukhin V.Ye., Smirnov O.M., Semenko A.Yu. EVOLUTION OF THE SOLID-LIQUID INTERFACE IN ROTARY CONTINUOUS CASTING OF COPPER…… 324

UkhinV.Ye., Smirnov O.M., Semenko A.Yu. EFFECT OF SEN DESIGN ON SOLIDIFICATION IN CONTINUOUS CASTING OF COPPER SLABS…… 327

Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ШИРИНУ ВАННИ РОЗПЛАВУ ПРИ LPBF ОБРОБЦІ СПЛАВУ INCONEL 718…….. 331

Аджамський С.В., Подольський Р.В., Кононенко Г.А., Подольська О.А. НІКЕЛЕВІ СУПЕРСПЛАВИ В УМОВАХ LPBF: ПРОБЛЕМИ ТА НОВІ ПІДХОДИ (ОГЛЯД)…….. 335

Аржанцев Є.О., Солодкій С.О., Мамешин В.С., Нізяєв К.Г., Журавльова С.В. АНАЛІЗ МЕХАНІЗМУ КОНТАКТУ ХВИЛЬ ІЗ ВЕРТИКАЛЬНОЮ СТІНКОЮ…… 338

Бабаченко О.І., Подольський Р.В., Кононенко Г.А., Подольська О.А. ОСОБЛИВОСТІ ЗНОШУВАННЯ ТА ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС В УМОВАХ ЕКСПЛУАТАЦІЇ…… 342

Бочка В.В., Ягольник М.В., Двоєглазова А.В., Шмат К.В., Подушко К.А. ОЦІНКА ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ НА ВЛАСТИВОСТІ ЗАЛІЗОФЛЮСУ…… 346

Бочка В.В., Ягольник М.В., Олексієнко М.М., Шмат К.В. АНАЛІЗ ОСОБЛИВОСТЕЙ РУХУ ШИХТИ В БЗП ЛОТКОВОГО ТИПУ…… 351

Бочка В.В., Ягольник М.В., Сова А.В., Олексієнко М.М., Шмат К.В. АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ АГЛОМЕРАТУ ЗАДАНОГО СКЛАДУ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ…… 354

Волошко С.М., Бурмак А.П., Владимирський І.А., Ворон М.М., Шваб С.Л. ПОРІВНЯННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ СПЛАВУ TI-6AL-4V, ОТРИМАНОГО АДИТИВНИМИ ТА МЕТАЛУРГІЙНИМИ МЕТОДАМИ ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ…… 356

Галушкін М.О., Синегін Є.В. ДЕКАРБОНІЗАЦІЯ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ: РОЛЬ ГІБРИДНИХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ТА ВТОРИННОЇ СИРОВИНИ….. 360

Горупаха В.В., Семенов Ю.С., Пінчук Д.В., Болотов М.Б. КЛАСИФІКАЦІЯ І ОЗНАКИ ГОРІННЯ ПОВІТРЯНИХ ФУРМ В ДОМЕННИХ ПЕЧАХ ТА ЗАХОДИ, ЩО ПОПЕРЕДЖАЮТЬ ЇХ ГОРІННЯ…… 363

Грес Л.П., Гупало О.В., Єрьомін О.О., Каракаш Є.О., Радченко Ю.М. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ОКСИДІВ СІРКИ, ЩО МІСТЯТЬСЯ В ПРОДУКТАХ ЗГОРЯННЯ ДОМЕННОГО ГАЗУ, НА СТІЙКІСТЬ МЕТАЛЕВИХ ТЕПЛООБМІННИКІВ ДОМЕННИХ ПОВІТРОНАГРІВАЧІВ…….. 367

Гришин О.М., Надточій А.А., Жадан О.О. ВПЛИВ КАТАЛІТИЧНИХ ДОБАВОК НА ОКИСЛЮВАНІСТЬ ПРОДУКТІВ ВІДНОВЛЕННЯ …….. 371

Гришин О.М., Надточій А.А., Безшкуренко А.Г., Курило В.В. ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ВІДНОВЛЕННЯ МАГНЕТИТОВОГО КОНЦЕНТРАТУ У ПСЕВДОЗРІДЖЕНОМУ СТАНІ ШЛЯХОМ ЗОВНІШНІХ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ВПЛИВІВ…….. 374

Гришин О.М., Надточій А.А., Комар А.С., Мирошниченко Є.Ю. ПРОЦЕСИ ТВЕРДОФАЗНОЇ ДИФУЗІЇ НА ПОВЕРХНІ НАПІВПРОВІДНИКІВ……. 377

Дан Л.О., Зайченко С. В. РОЗВИТОК ТЕОРІЇ СПАДКОВОСТІ ЛИТОЇ СТРУКТУРИ В РОБОТАХ О.М. СКРЕБЦОВА…….. 381

Дерев'янко І.В., Жаданос О.В., Надточий А.А. ТЕРМОДИНАМІЧНІ ПЕРЕДУМОВИ ВИКОРИСТАННЯ КАРБАМІДУ ДЛЯ СИНТЕЗУ НІТРИДУ БОРУ….. 383

Єськов Д.В., Сігарьов Є.М., Крячко Г.Ю., Похвалітий А.А., Кащеєв М.А. МОДЕЛЮВАННЯ ГІДРОГАЗОДИНАМІКИ У КОВШОВІЙ ВАННІ З ОБЕРТОВОЮ ЗАГЛИБНОЮ ФУРМОЮ……387

Журавльова С.В., Бойко М.М., Журавльова І.В., Дутній Р.Б., Подушко К.А. УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ АЛЮМІНІЙВМІСНИХ ВІДХОДІВ…… 390

Журавльова С.В., Танчев О.А., Журавльова І.В., Бойко М.М. ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ НИЗЬКОСІРЧИСТИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ВИСОКОЇ ЯКОСТІ МЕТАЛУ…… 392

Камкіна Л.В., Мішалкін А.П., Мяновська Я.В., Автономов Д.В., Величко К.О. ЗАСТОСУВАННЯ ВОДНЮ ЯК НОСІЯ ЕНЕРГІЇ ТА АЛЬТЕРНАТИВНОГО ПАЛИВА. ТРИ КОЛЬОРИ ВОДНЮ……..394

Кисляков В.Г., Тогобицька Д.М., Руденко О.Л., Петруша В.П., Ліхачов Ю.М. РОЗВИТОК ЕКСПЕРТНОЇ ІНФОРМАЦІЙНОЇ СИСТЕМИ "ПОЗАПІЧНА ОБРОБКА ЧАВУНУ" ПОКАЗНИКАМИ КОМПЛЕКСНОЇ ОБРОБКИ ЧАВУНУ…… 398

Колбін М.О., Ігнатьєв В.С., Головачев А.М., Ярошенко Я.О. ЗАСТОСУВАННЯ ВОДНЮ ПРИ ВИРОБНИЦТВІ АНОДНОЇ МІДІ: ТЕРМОДИНАМІКА, КІНЕТИКА, ПЕРСПЕКТИВИ…….. 401

Котляров Є.І., Шульга І.В., Салашенко Т.І. ЕКОЛОГІЧНА ОЦІНКА ОТРИМАННЯ ЗАЛІЗА ЗА ВИКОРИСТАННЯ РІЗНИХ ВІДНОВНИКІВ В СУЧАСНИХ УМОВАХ УКРАЇНИ……405

Крячко Г.Ю., Сігарьов Є.М., Холодний С.А. ВПЛИВ ІНТЕНСИВНОСТІ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ СТОВПА ШИХТИ…….. 409

Луценко В.А., Борисенко А.Ю., Голубенко Т.М., Луценко О.В. ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ОБРОБКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ДРОТУ З ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ…… 411

Мазур В.В. НАУКОВІ І ТЕХНОЛОГІЧНІ ЗАСАДИ РОЗВИТКУ СЕКТОРУ ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЇ В ПРОМИСЛОВОСТІ УКРАЇНИ…….. 415

Мазур В.Л., Ноговіцин О.В., Приходько І.Ю., Тимошенко В.І. РОЗВИТОК ФУНДАМЕНТАЛЬНИХ ПОЛОЖЕНЬ ТЕОРІЇ ПРОКАТКИ……..416

Маначин І.О., Кисляков В.Г., Рибальченко М.О., Руденко О.Л., Почитаєв С.О. РОЗРОБКА МОДЕЛЕЙ ПРОЦЕСУ ВЗАЄМОДІЇ МАГНІЮ ІЗ СІРКОЮ ЧАВУНУ ПРИ ПОЗАПІЧНОМУ КОВШОВОМУ РАФІНУВАННІ…….. 419

Марко А.Ф., Журавльова С.В., Батура Є.В., Мамешин В.С. ОТРИМАННЯ ТА ПІДГОТОВКА БІОМАТЕРІАЛІВ ЯК АЛЬТЕРНАТИВНИХ НАВУГЛЕЦЬОВУВАЧІВ СТАЛІ…… 421

Мішалкін А.П., Камкін В.Ю. ФІЗИКО-ХІМІЧНІ, ТЕХНОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ ПІНОУТВОРЕННЯ В УМОВАХ BOF І EAF……423

Мішалкін А.П., Камкіна Л.В. ВПЛИВ КРЕМНІЄВОГО ПОТЕНЦІАЛУ ЧАВУНУ НА ЕНЕРГЕТИЧНИЙ СТАН ТА ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ДОМЕННОГО ТА КИСНЕВО-КОНВЕРТЕРНОГО ПРОЦЕСІВ…… 427

Мішалкін А.П., Петренко О.В. ІНТЕГРАЦІЯ ФУНКЦІОНАЛУ КОМПЛАЄНС В УПРАВЛІННЯ МЕТАЛУРГІЙНИМ ВИРОБНИЦТВОМ В НАПРЯМКУ ЙОГО ДЕКАРБОНІЗАЦІЇ……431

Недогарський Б.Р. МОЖЛИВОСТІ ІНТЕНСИФІКАЦІЇ ТЕПЛОВОЇ ОБРОБКИ ВЕРХНЬОЇ ЧАСТИНИ АГЛОМЕРАЦІЙНОГО ШАРУ…… 435

Пантейков С.П. ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ НАВУГЛЕЦЮВАННЯ МАРГАНЦЮ ДО MN_3C ПРИ ВІДНОВЛЕННІ З МАНГАН МОНООКСИДУ ГАЗОМ СО…… 438

Пантейков С.П. ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ ВІДНОВЛЕННЯ МАРГАНЦЮ З МАНГАН МОНООКСИДУ ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ…….. 442

Пантейков С.П. ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ КАРБЮРИЗАЦІЇ ВІДНОВЛЕНОГО МАРГАНЦЮ ДО MN3C ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ…… 447

Пантейков С.П. ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ НАВУГЛЕЦЮВАННЯ МАРГАНЦЮ ДО MN3C ПРИ ВІДНОВЛЕННІ З MNO ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ…….. 451

Радченко Ю.М., Гупало О.В., Волкова Н.О. УТВОРЕННЯ ПАРНИКОВИХ ГАЗІВ ПРИ ВИРОБНИЦТВІ СТАЛІ В КОНВЕРТОРАХ ПРАТ "ДМЗ"…… 456

Раздобрєєв В.Г., Ключніков К.Ю., Іванов О.П., Паламар Д.Г., Лещенко О.І. ДО ПИТАННЯ ВИНИКНЕННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ В ПРОЦЕСІ ЗНАКОЗМІННОГО ДЕФОРМУВАННЯ ПРОФІЛЮ СТРІЧКОВОГО ТИПУ ПРИ ЙОГО ПРОТЯГУВАННІ ЧЕРЕЗ РОЛИКОВИЙ ЗГИНО-РОЗТЯГУВАЛЬНИЙ ПРИСТРІЙ…….. 458

Рубан В.О. АНАЛІЗ ФАКТОРІВ РУЙНУВАННЯ ТА ТЕПЛОВОГО СТАНУ ГРАФІТОВАНИХ ЕЛЕКТРОДІВ НА УКП…….. 462

Рубан В.О. ЕНЕРГЕТИЧНА ТА ТЕХНОЛОГІЧНА ЕФЕКТИВНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ ГРАФІТОВАНИХ ПОРОЖНИСТИХ ЕЛЕКТРОДІВ…… 464

Рубан В.О. ЕНЕРГЕТИЧНІ ТА ГАЗОДИНАМІЧНІ ПАРАМЕТРИ ШЛАКОВОГО РЕЖИМУ…… 466

Рубан В.О. МЕТАЛУРГІЙНІ ТА ХІМІЧНІ АСПЕКТИ ФОРМУВАННЯ ШЛАКУ…….. 468

Синегін Є.В., Рубан В.О., Нізяєв К.Г., Стоянов О.М., Журавльова С.В., Журавльова І.В. ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ МЕХАНІЗМІВ ФОРМУВАННЯ ОСЬОВОЇ ПОРИСТОСТІ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ ЗА КРИТЕРІЯМИ ТЕПЛОВОЇ ПОДІБНОСТІ…… 470

Сігарьов Є.М., Похвалітий А.А., Кондрашенков Д.С., Сокол Б.В., Чернявський М.Р. ПОРІВНЯЛЬНА ОЦІНКА ЕФЕКТИВНОСТІ ПІДІГРІВУ БРУХТУ В КОНВЕРТЕРІ ПРИ ВИКОРИСТАННІ КУСКОВОГО І ПИЛОВУГІЛЬНОГО ПАЛИВА…… 474

Сігарьов Є.М., Руденко М.Р., Кондрашенков Д.С., Чубіна Е.А. РОЗПОДІЛ ШВИДКОСТІ ЗА ПЕРЕТИНОМ ДВОФАЗНОГО ПОТОКУ В НАКОНЕЧНИКУ ЗАГЛИБНОЇ ФУРМИ…….. 477

Солодкій С.О., Аржанцев Є.О., Мамешин В.С., Журавльова С.В. ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОГО РАФІНУВАННЯ ЧАВУНУ НА ЕНЕРГОЄМНІСТЬ СТАЛІ…… 481

Спічак О.Ю., Кухар В.В. ВДОСКОНАЛЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ ПРОМИСЛОВОЇ СИСТЕМИ ОЧИЩЕННЯ ПРОКАТНОЇ ЕМУЛЬСІЇ ТА ПЕЧЕЙ ВІДПАЛУ З МЕТОЮ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПОВЕРХНІ ХОЛОДНОГО ПРОКАТУ…… 485

Степаненко Д.О., Поворотня І.Р., Тогобицька Д.М., Греков С.В., Шевченко В.М. ПРОГНОЗУВАННЯ ВІДНОСНОЇ ТЕРМОДИНАМІЧНОЇ СТІЙКОСТІ СПОЛУК ФОСФОРУ В СИСТЕМІ FE–P НА ОСНОВІ КОНЦЕПЦІЇ СПРЯМОВАНОГО ХІМІЧНОГО ЗВ'ЯЗКУ……487

Степаненко Д.О., Бєлькова А.І., Тогобицька Д.М., Бочаров А.В. МОДЕЛЮВАННЯ В'ЯЗКОСТІ ФОСФОРОВМІСНИХ ШЛАКОВИХ СИСТЕМ CAO-SIO_2-AL_2O_3-MGO-MNO-P_2O_5 НА ОСНОВІ КЛАСТЕРНОГО АНАЛІЗУ ІНТЕГРАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ МІЖАТОМНОЇ ВЗАЄМОДІЇ…… 491

Стоянов О.М., Нізяєв К.Г., Терепенчук Д.І., Рубан В.О., Сінельніков В.О. ТЕПЛОТЕХНІЧНІ АСПЕКТИ НАГРІВУ МЕТАЛОЛОМУ В КОНВЕРТЕРІ ТА ОЦІНКА ЕНЕРГЕТИЧНИХ РЕЖИМІВ…….. 494

Стоянов О.М., Нізяєв К.Г., Терепенчук Д.І., Рубан В.О., Заіров Ж.Г. ВПЛИВ КОНЦЕНТРАЦІЇ ВУГЛЕЦЮ ТА ТЕМПЕРАТУРИ НА ШВИДКІСТЬ НАВУГЛЕЦЮВАННЯ РІДКОГО МЕТАЛУ…… 497

Тарасюк Л.І., Каргін С.Б. ВОДНЕВА ЕНЕРГЕТИКА - ПРОБЛЕМИ ТА МОЖЛИВІ НАСЛІДКИ…….. 501

Терехов Д.А., Стоянов О.М., Еконго М. АНАЛІЗ ВПЛИВУ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ФАКТОРІВ НА ШВИДКІСТЬ ЕРОЗІЇ ФУТЕРОВКИ ПРОМКОВША МБЛЗ…… 505

Терехов Д.А., Стоянов О.М., Коробєйнікова Т. АНАЛІЗ ВПЛИВУ ТЕПЛОВИХ ФАКТОРІВ НА ШВИДКІСТЬ ЕРОЗІЇ ФУТЕРУВАННЯ ПРОМІЖНОГО КОВША……507

Терехов Д.А., Стоянов О.М. ЧИСЕЛЬНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ГІДРОДИНАМІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК В ПРОМІЖНОМУ КОВШІ…….. 510

Терехов Д.А., Стоянов О.М. МОДЕЛЮВАННЯ ЕРОЗІЇ ТОРКРЕТ-ШАРУ ПРОМІЖНОГО КОВША МБЛЗ НА ОСНОВІ ГІДРОДИНАМІЧНИХ, ТЕПЛОВИХ ПАРАМЕТРІВ ПОТОКУ СТАЛІ…… 514

Трикозенко Д.І., Педченко Є.О. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СКЛАДУ ШЛАКОВИХ КОМПОЗИЦІЙ ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ ПЕРЕПЛАВІ НЕРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ AISI 304 НА МЕТАЛУРГІЙНУ ЯКІСТЬ ОТРИМАНИХ ЗЛИВКІВ…… 517

Худяков О.Ю., Семенов Ю.С., Ващенко С.В., Горупаха В.В., Баюл К.В., Бойко М.М., Полякова Н.В. ШКІДЛИВИЙ ВПЛИВ ЦИНКУ В СКЛАДІ ШИХТИ НА РОБОТУ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ ТА СИСТЕМАТИЗАЦІЯ УЯВЛЕНЬ ЩОДО ЗАХОДІВ БОРОТЬБИ З НИМ……520

Чубіна О.А., Похвалітий А.А., Сердюк Є.О. ЕФЕКТИВНІСТЬ ЗАСТОСУВАННЯ ДВОЯРУСНИХ ФУРМ У КИСНЕВО-КОНВЕРТЕРНОМУ ПРОЦЕСІ…….. 522

Шульга І.В., Котляров Є.І. ПОЛІПШЕННЯ ЕКОЛОГІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТА ЗМЕНШЕННЯ ВУГЛЕЦЕВОГО СЛІДУ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА ЗА БЕЗКОКСОВОГО ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА…….. 526

Ягольник М.В., Бочка В.В., Шмат К.В., Ремесло О.О., Круглов А.М. ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИЧНИХ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ СУШКИ ОКАТИШІВ…….. 530

Нарівський А. В., Поливода С. Л., Ворон М.М., Давиденко О. А., Сірий О. В., Гординя О. М. ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ ВІДЦЕНТРОВОГО ЛИТТЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ СИСТЕМИ Al – Mg…… 535

A. T. Mamedov, N. Sh. Ismailov, A. I. Babaev, M. Ch. Guseynov, F.F. Jafarov. TECHNOLOGICAL ASPECTS OF FERROALLOY PRODUCTION USING LOCAL RESOURCES OF THE REPUBLIC OF AZERBAIJAN…… 538

UDC 669.184

L.I. Tarasiuk, S.B. Kargin

«Priazovsky State Technical University», Ukraine, Dnipro

STUDY OF THE QUALITATIVE COMPOSITION OF NON-METALLIC INCLUSIONS IN YTTRIUM-MODIFIED METAL

Non-metallic inclusions have virtually no effect on the "bulk" processes of plastic deformation and hardening, but they manifest themselves in various localized processes—in fracture, as well as in the formation of the grain and phase composition of the steel. Non-metallic inclusions largely determine the technological properties (technological plasticity, castability), mechanical properties (impact toughness), and performance properties (corrosion resistance) of steel.

Currently, aluminum is most widely used for steel deoxidation. At high residual aluminum concentrations, the chemical composition of oxide inclusions in steel approaches that of pure alumina, which is often undesirable from both the technological and consumer properties of the metal. Therefore, during secondary metallurgy, technological measures aimed at modifying the nature of non-metallic inclusions are typically implemented.

Currently, various rare earth metals (REM) and their combinations (cerium, lanthanum, yttrium, neodymium, praseodymium, etc.) are increasingly used to modify (NMIs) in aluminum-killed steel. The study of the influence of REM (Ce, La) on the morphology, composition, distribution, and size of NI has been well described in many works [1], however, the study of the influence of yttrium and yttrium-containing materials has not been sufficiently studied and further research into the morphology, composition, distribution, and amount of (NMIs) formed is required.

With a high affinity for oxygen and sulfur, yttrium forms refractory compounds that can act as additional crystallization centers. Yttrium oxides (with a density higher than yttrium sulfides) float slowly within the ingot and serve primarily as crystal nucleation centers [2]. The authors of [1] also believe that the nature and composition of inclusions depend primarily on the REE and sulfur content. At a ratio of [REE]/S > 3, manganese sulfides and complex sulfides [REE, Mn]S are practically not formed.

Studies of the modifying ability of yttrium are presented in [3], in which the authors conclude that finished rolled products with yttrium contain non-metallic inclusions of complex composition, with diverse inclusion morphologies. Non-metallic inclusions of the $(Al_2O_3 \bullet Y_2O_3) \bullet S$ and $Y_2O_2S \bullet (Fe,Mn)S$ types appear. The yttrium content in complex

inclusions ranges from 6 ~ 8% to 60 ~ 70% due to increasing amounts of added modifier. The inclusions are predominantly globular in shape, with yttrium and sulfur uniformly distributed within them.

To study the qualitative composition of non-metallic inclusions formed in yttrium-modified metal, a study was conducted. This study included the smelting of 09G2FB and 17G1SU steels under industrial conditions (the chemical composition of which is given in Tab. 1), remelting of the resulting steel samples into small ingots under laboratory conditions, and X-ray diffraction analysis of the non-metallic inclusions.

Table 1.-Chemical composition of industrially produced 09G2FB and 17G1SU steels

Steel grade	Content of chemical elements, %										
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Nb	V	Al	Ti
09G2FB	0,10	1,74	0,27	0,004	0,019	0,02	0,03	0,032	0,065	0,026	0,027
17ГG1SU	0,15	1,28	0,47	0,019	0,024	0,03	0,04	-	0,017	0,004	0,013

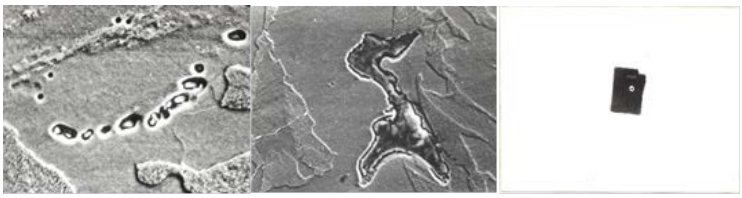
Metal samples were cut from cast slabs of industrially produced 09G2FB and 17G1SU steel and mechanically cut into smaller pieces. The resulting steel samples were used to produce thin sections for studying non-metallic inclusions characteristic of industrially produced 09G2FB and 17G1SU steel without the addition of yttrium-containing material (SIITMISH-1), as well as for remelting into small ingots under laboratory conditions with the addition of yttrium.

The metal selected from the slabs (300–400 g) was polished to a shine, weighed, and loaded into alundum crucibles, which were then placed in groups of three crucibles in the working space of a Taman furnace. The furnace was closed with a lid, and the metal was melted in a protective atmosphere of purified argon to prevent oxidation. After melting and heating, the calculated amount of SIITMISH-1 in a thin sheet shell of commercially pure iron was added to the metal, and after holding for 5-7 minutes at 1600°C, the furnace was turned off. Melts were also performed without SIITMISH-1 additive.

Characteristic inclusions in 09G2FB and 17G1SU steel samples (without yttrium additive) remelted under laboratory conditions and from industrial production include manganese sulfides, iron sulfides, titanium sulfides, aluminum oxides, silicon oxides, and titanium nitrides (Fig. 1).

As shown by the metallographic study, when SIITMISH-1 is introduced into the metal in an amount (calculated as yttrium) of 0.06% and 0.05% for steel grades 09G2FB and

17G1SU, respectively, the process of globularization of non-metallic inclusions begins, forming oxysulfides.



a) b) c)

Fig. 1 – Inclusions in 09G2FB and 17G1SU steel samples without yttrium additives: a) – manganese sulfides in 17G1SU steel (x 1100); b) – manganese sulfide in 09G2FB steel (x550); c) – titanium nitride in 09G2FB steel (x5000)

In the modified ingot of steel 09G2FB with SIITMISH-1 additive in an amount of 0.06% (calculated as yttrium), there are non-metallic inclusions similar to the comparative ingot without yttrium additive and new inclusions of the REE oxysulfide type. Photographs of these inclusions are shown in Fig. 2. X-ray spectrograms were also recorded for each of the inclusions, which show a qualitative analysis of the chemical elements contained in the inclusion at the microprobe points.

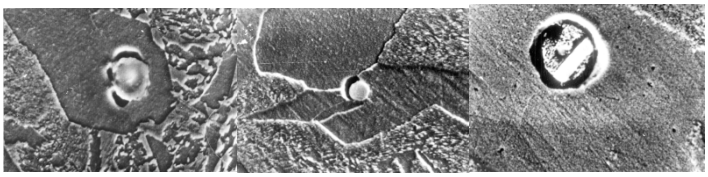


Fig. 2 – Complex REE oxysulfides in 09G2FB steel with 0.06% Y and microprobe points: a) – light part of the inclusion; b) – between the light and dark parts

Fig.3 shows a photograph of a nonmetallic inclusion in 09G2FB steel with 0.08% SIITMISH-1 additive (calculated as yttrium inclusion formeв

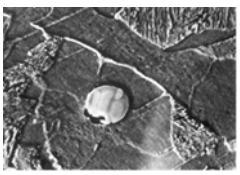


Fig. 3 – Single non-metallic inclusion in 09G2FB steel with 0.08% Y (x5000)

Similarly, as with 09G2FB steel, non-metallic inclusions formed by the introduction of SIITMISH-1 into the metal in quantities (based on yttrium) of 0.05% (Fig. 5, a), 0.06% (Fig. 5, b), and 0.07% (Fig. 5, c) were studied in a 17G1SU steel ingot. Increased contents of

yttrium, calcium, and iron were also observed, indicating that the inclusions also consist of oxides of these elements. Therefore, it appears that all inclusions in yttrium-modified 17G1SU steel are rare-earth metal oxysulfides. When modifying low-alloy steel grades 09G2FB and 17G1SU SIITMISH-1 in optimal quantities of 0.07 - 0.08% (calculated for yttrium), yttrium has a beneficial effect on the formation and morphology of non-metallic inclusions, while the process of globularization of non-metallic inclusions with the formation of oxides and oxysulfides of complex composition is observed in the metal. As is known, one of the conditions for the globularization of inclusions is their formation in liquid form in the metal, which is confirmed when examining the phase diagram of the Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2 system [3]. Most possible compounds of complex composition can be formed in liquid form (the melting point of chemical compounds of the Y_2O_3-Al_2O_3-SiO_2 system is in the range from 1345 to 1840 °C), taking into account that the metal deoxidizes at a temperature of about 1620 °C.

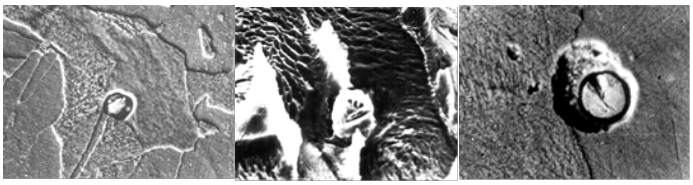


Fig. 4 – REE oxysulfides in 17G1SU steel with SIITMISH-1 additive (calculated for yttrium): a) – 0.05% (x1100); b) – 0.06% (x5000); c) – 0.07% (x2500)

It should be noted that when modifying low-alloy SIITMISH-1 steel in optimal quantities of 0.07–0.08% (based on yttrium), non-metallic oxysulfide inclusions form with a relatively low melting point, but above the rolling temperature. Consequently, globular REE oxides and oxysulfides do not deform or stretch into lines during hot deformation. Increasing the SIITMISH-1 consumption based on yttrium above 0.07–0.08% leads to rapid growth of inclusions and an increase in their number.

References

1. Malinochka Y.N. Composition and structure of globular sulfides in steels with REM / Y.N.Malinochka, T.P.Titova, A.N.Kuraeva / / Steel. - 1986. - № 4. - P. 78 - 83.

2. Tarasyuk L.I.Modification of nonmetallic inclusions in steel with yttrium / L.I. Tarasyuk, Tsay Kay Ke, Li Ven Tchao / / Journal of University of Science and Technology Beijing. - 1989. - Vol. 11, № 6. - P. 539 - 543.

3. Tarasyuk L.I. The formation of nonmetallic inclusions in steels modified with yttrium / L.I. Tarasyuk,V.V.Morneva, E.O.Kazachkov / / Proceedings of PSTU, 2011, № 2 (23). - P.27-33.

UDC 669.3-412

V.Ye. Ukhin, O.M. Smirnov, A.Yu. Semenko

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys,

The National Academy of Sciences of Ukraine (PTIMA of the NAS of Ukraine)

EVOLUTION OF THE SOLID-LIQUID INTERFACE IN ROTARY CONTINUOUS CASTING OF COPPER

One of the most critical functional components of any continuous casting machine is the mold. It serves to receive the liquid metal from the tundish and to transform molten copper into the solid state, imparting a specific geometric shape to the billet [1-4].

The principal element of the mold in a rotary-type continuous caster is the casting wheel, which largely governs the technological parameters of the casting and rolling line. The proper selection of the wheel's rotational speed, and consequently the casting speed, is a key factor in the continuous casting process. This parameter directly affects the position and stability of the solidification front as well as the thermal gradients within the ingot.

Excessive rotational speed can lead to centerline porosity. This defect, developing along the longitudinal axis of the continuously cast billet, is closely associated with localized thermal hotspots. These regions, typically the last to solidify, exhibit insufficient feeding of molten metal during the final stages of solidification. Conversely, operating at withdrawal speeds below the optimal range significantly limits the throughput capacity of the casting and rolling module, thereby reducing overall process productivity. Hence, determining and maintaining the optimal casting speed is essential to ensure process stability, maximize equipment efficiency, and produce billets with a uniform internal structure.

Moreover, during operation, the inner (working) surface of the casting wheel undergoes progressive wear due to combined mechanical and thermal stresses. This deterioration adversely affects the quality of the continuously cast billet and, consequently, the rolled copper products.

The conceptual model of the wheel-and-belt continuous casting process for copper billets and their subsequent solidification can be represented as a sequential framework comprising several interdependent stages. The process begins with the adjustment of the casting speed, which is fundamental for maintaining stable operating conditions and ensuring consistent billet formation. This is followed by a comprehensive thermal balance analysis across the interconnected units – the mixer, the pouring mechanism, and the mold.

Such analysis provides critical insight into the thermal interactions and energy transfer occurring throughout the system.

In this study, a transient-state simulation was performed using the Shear Stress Transport (SST) k–ω turbulence model implemented in the commercial computational fluid dynamics (CFD) software. The Reynolds-Averaged Navier-Stokes (RANS) formulation employing the SST k–ω model was selected because of its ability to accurately capture turbulent flow behavior within the molten copper [4] and to represent heat transport across the billet boundaries. Compared with other RANS-based approaches, the SST k–ω model demonstrates superior performance in resolving near-wall flow characteristics and offers improved accuracy in modeling thermal transport phenomena. Solidification modeling was conducted using the Enthalpy–Porosity method.

The computational domain represented a section of the copper billet with an isosceles trapezoidal cross-section, 44 mm in height, and with the bases measuring 44 mm and 60 mm, respectively. This section was in direct contact with the mold during casting. Liquid copper entered the domain through the inlet at a mass flow rate corresponding to casting speeds of 10, 11, and 12 m/min. A pressure outlet boundary condition was applied at the outlet. The top surface of the mold was modeled as a stationary wall with zero-shear stress components, corresponding to a free-slip (frictionless) boundary condition.

An analysis of the temperature distribution within the billet cross-section, divided along the vertical symmetry plane, reveals the thermal dynamics for different casting speeds during the steady-state casting stage. By focusing on the temperature field in the solid region, specifically limiting the evaluated range to values below the copper solidus temperature, the depth and configuration of the solidification front can be clearly determined. The data demonstrate that the size of the liquid core increases proportionally with casting speed. Based on the measured angular position of the solidification front relative to the metal inlet and a billet centerline circle diameter of 1840 mm, the corresponding liquid-core lengths were calculated as 2088 mm, 2261 mm, and 2526 mm for casting speeds of 10, 11, and 12 m/min, respectively.

To obtain a three-dimensional representation of the billet solidification front, the phase boundary was mapped using the copper solidus temperature (1082 °C) as the defining threshold. The resulting analysis shows that at billet withdrawal speeds of 10 and 11 m/min, the solid–liquid interface remains continuous at the final stage of solidification. In contrast, at a casting speed of 12 m/min, a portion of the liquid phase becomes isolated from the main molten pool by a fully solidified shell.

The presence of such isolated liquid regions during continuous casting may promote the formation of axial porosity due to volumetric contraction of the metal upon solidification. This defect may result from insufficient feeding of the isolated melt, partial or complete solidification of the feeding channel, or a reduction in pressure within the remaining liquid phase. To evaluate the pressure magnitude in the liquid phase at the solidification front, a three-dimensional isosurface corresponding to the copper solidus temperature was generated to determine the total pressure acting on it.

Measurements indicate that during copper casting at withdrawal speeds of 10 and 11 m/min, the total pressure at the solidification front remains nearly constant at 2.77×10^7 Pa. When the casting speed increases to 12 m/min, this value decreases by approximately 9.1%, reaching 2.53×10^7 Pa. This reduction in pressure appears to be associated with the location of the final solidification point. At the highest investigated withdrawal speed, the phase boundary first moves downward along the wheel circumference and, after reaching the lowest point, rises along the opposite side of the wheel. At this elevated position, gravitational force – acting opposite to the direction of wheel rotation – further decreases the pressure in the liquid phase.

Numerical modeling indicates that, under the given conditions, the optimal casting speed range for copper in a rotary continuous casting machine, balancing productivity and billet quality, is between 10 and 11 m/min. Within this range, solidification is completed in the lower region of the wheel, which helps prevent the formation of internal defects.

References

1. A. Smirnov, V. Ukhin, S. Semiriagin, A. Semenko, Yu. Skorobagatko, Simulation of the fluid flow in continuous casting copper slab mold for different SEN design. Metallurgical Research and Technology. 121, 106 (2024).

2. T. Jones, R. Strachan, D. Mackie, M. Cooper, B. Frame, J. Vorstius, Computational fluid dynamic simulations of solidification for improve speed of continuous cast copper. Engineering Science and Technology, an International Journal, 24 (1), 24–92 (2021).

3. H. Ding, X. Xu, Sh. Wang, H. Huang, Numerical simulation and experimental verification of electromagnetic field of continuous casting copper crucible. Procedia Manufacturing, 37, 520–528 (2019).

4. Ukhin, V., Smirnov, O., Tunyk, V., Dovbenko, V., & Semenko, A. Effect of mould operation and wear on product quality in a copper casting and rolling line. Canadian Metallurgical Quarterly, 1–12 (2025).

UDC 669.3-412

V.Ye. Ukhin, O.M. Smirnov, A.Yu. Semenko

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys,

The National Academy of Sciences of Ukraine (PTIMA of the NAS of Ukraine)

EFFECT OF SEN DESIGN ON SOLIDIFICATION IN CONTINUOUS CASTING OF COPPER SLABS

As slab quality requirements become stricter, a detailed understanding of continuous casting machine (CCM) mold hydrodynamics is essential. Reliable process analysis requires integrating mathematical modeling with physical experiments and industrial data. However, the simultaneous modeling of fluid flow and solidification remains rare, particularly for non-ferrous alloys. Unlike steel, the copper casting process is defined by exceptionally high thermal conductivity, causing rapid heat extraction directly into the solidifying ingot body. In standard practice, liquid copper is fed into a vertical, water-cooled mold via a teeming tank equipped with a stopper-rod system (Fig. 1). A key feature of copper continuous casting is that the slab solidifies almost completely within the mold [1-3]. This study investigates a 4-ton commercial slab with a 600×200 mm cross-section.

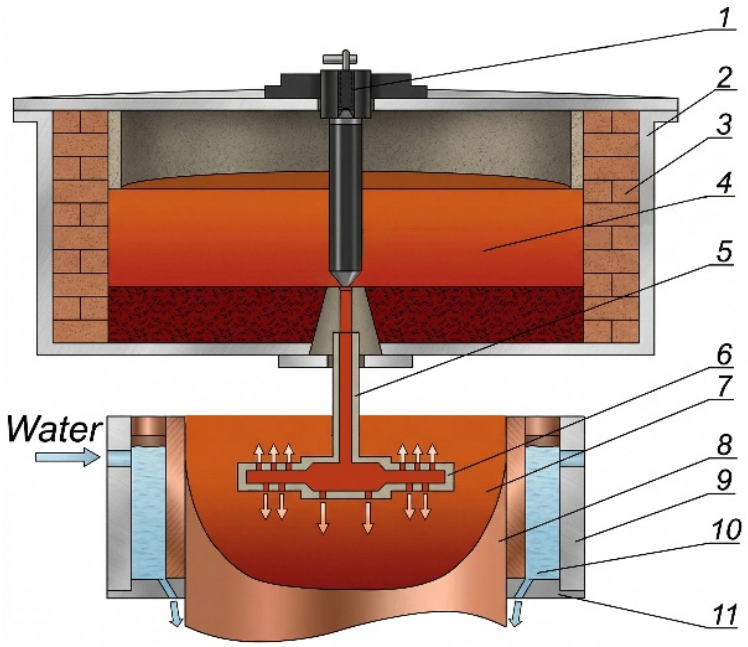


Fig. 1. – Stopper rod casting system for slab caster:

1 – stopper; 2 – cone; 3 – casting box; 4 – lining; 5, 6 – submerged entry nozzle;

7 – liquid metal; 8 – solidified slab; 9 – mold body; 10 – comb; 11 – copper wall

Liquid metal is distributed into the mold through a specifically designed submerged entry nozzle (SEN) equipped with discharge ports that direct the flow both towards the meniscus and downwards into the mold (Fig. 1). Typically, the SEN features 8 to 12 lateral ports, the dimensions and locations of which critically govern the liquid pool geometry and penetration depth. To optimize operability, two central bottom ports are incorporated to reduce internal system pressure, ensure complete drainage during startup and shutdown, and minimize initial splashing.

Furthermore, an adequate SEN immersion depth is required to suppress severe surface splashing induced by upward-directed flows [3]. Maintaining an optimal ratio of upward to downward flow is critical for producing high-quality continuous cast slabs. Specifically, the upward metal flow is vital for supplying sufficient heat to the top surface layers in the mold. Due to the limitations of industrial-scale studies, CFD modeling was used to investigate the casting process. While accounting for the effects of hydrodynamics and SEN design, this research focuses on the solidification process and the development of the crystallization front.

The object of investigation was the liquid pool of a continuously cast copper slab with a cross-section of 610x208 mm. The height of the computational domain was set at 400 mm. Liquid copper was supplied through three different SEN configurations (Fig. 2) with a constant mass flow rate of 1.73 kg/s and an inlet temperature of 1175 °C. The physical properties of the melt were defined as follows: density – 8,000 kg/m^3, dynamic viscosity – 0.007 kg/(m·s), and liquidus and solidus temperatures of 1084 °C and 1083 °C, respectively. The SEN immersion depth was 60 mm. Thermal boundary conditions included a constant heat flux of 2000 kW/m^2 through the mold walls and a heat loss of 1 kW/m^2 at the meniscus.

This research investigates the solidification features of a copper slab cast using different SEN designs. In Cases 1 and 2, the melt is introduced through uniform 10 mm diameter ports. Meanwhile, Case 3 utilizes discharge ports of varying diameters, as depicted in Fig. 2.

Fig. 3 presents a comprehensive comparative analysis between the experimental macrostructures of the continuously cast copper slabs and the corresponding CFD-predicted solidification profiles for three distinct SEN configurations. The upper section of the figure illustrates the etched longitudinal cross-sections of the physical specimens, where the actual macroscopic solidification front is clearly delineated by white dashed lines. Conversely, the lower section displays the numerical results, visualizing the liquid pool geometry and the phase boundary derived from the calculated temperature distribution fields.

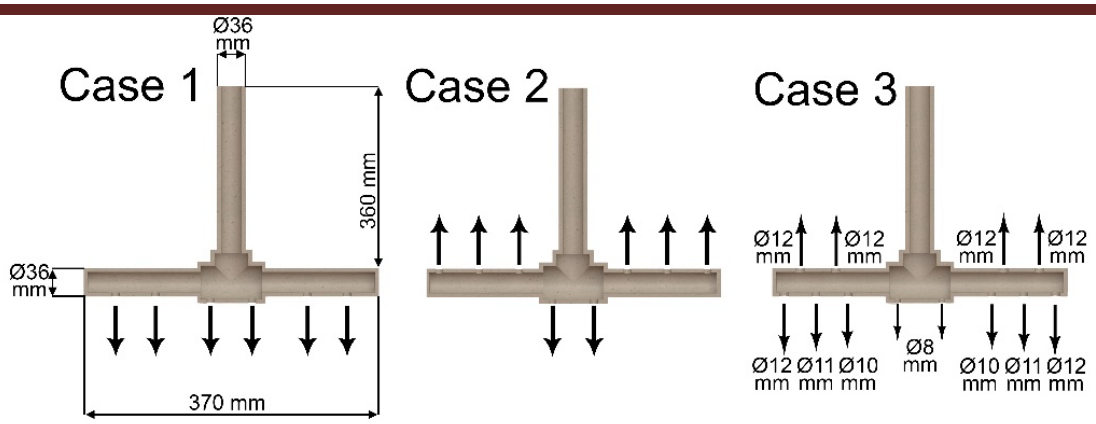


Fig. 2. Geometric configurations of the submerged entry nozzles (SEN) evaluated in the CFD simulations.

A quantitative assessment reveals a strong correlation between the experimental data and numerical predictions across all three SEN designs. For the first SEN configuration, the model predicts a liquid pool depth of 332 mm, which is in good agreement with the experimentally observed depth of 347 mm. The second SEN configuration yields the shallowest liquid pool in both the physical slab (215 mm) and the numerical simulation (206 mm), indicating that this specific geometry successfully promotes a more divergent flow pattern, thereby enhancing lateral heat dissipation.

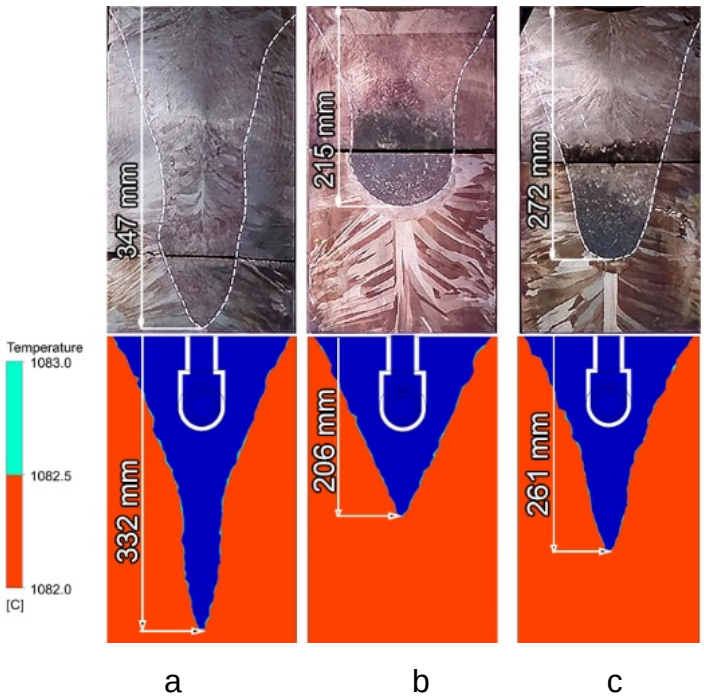


Fig. 3. Comparison of experimental macrostructures (top) and CFD-predicted solidification profiles (bottom) for different submerged entry nozzle configurations: (a) Case 1; (b) Case 2; (c) Case 3.

Finally, the third configuration demonstrates a highly accurate prediction, with the simulated penetration depth of 261 mm closely matching the measured depth of 272 mm. This consistency confirms that the numerical model adequately captures the downward vertical momentum of the melt jet and the resulting thermal penetration for various nozzle geometries.

Although the CFD model demonstrates high fidelity, minor localized deviations (9 - 15 mm) between physical macrostructures and numerical predictions stem from complex phenomena not fully captured in the current framework. First, assuming a constant mold heat flux simplifies the dynamic heat transfer. In reality, thermal shrinkage of the solidifying shell forms an interfacial air gap, drastically reducing local heat extraction. Second, the model utilizes constant thermophysical properties, whereas liquid copper's density, conductivity, and viscosity are highly temperature-dependent, particularly within the mushy zone. Third, standard two-equation turbulence models may not perfectly resolve anisotropic dissipation and transient vortex shedding in the impingement region. Furthermore, pure copper’s extremely narrow crystallization range (1084 - 1083 °C) makes the solidification front highly sensitive to minor fluctuations in casting parameters.

Since the model successfully captures the quantitative trends of SEN geometry on the liquid pool morphology, it remains a robust tool for process optimization. Future investigations will enhance predictive accuracy by implementing dynamically coupled thermo-mechanical boundary conditions to simulate air gap formation. Additionally, incorporating temperature-dependent thermophysical properties via customized functions and applying advanced Large Eddy Simulation (LES) turbulence modeling will achieve higher fidelity in representing mold hydrodynamics.

References

1. S. Devic, R. Galjak, T. Bradaric, Advantageof anticlogging nozzles over conventional aluminographite nozzles in continuous casting of steel slabs, Ironmaking & Steelmaking 1, 57–60 (2003)

2. A. Vakhrushev, A. Kharicha, M. Wu, A. Ludwig, Y. Tang, G. Hackl, G. Nitzl, J. Watzinger, J. Bohacek, On modelling parasitic solidification due to heat loss at submerged entry nozzle region of continuous casting mold, Metals 11, 1375 (2021)

3. Aleksey Smirnov, Vladimir Ukhin, Sergii Semiriagin, Anastasiia Semenko, Yuliia Skorobagatko. Simulation of the fluid flow in continuous casting copper slab mold for different SEN design. Metall. Res. Technol. 121 (1) 106 (2024)

УДК 621.762:621.791:620.18

С. В. Аджамський[1], Г. А. Кононенко[1, 2, 4], Р. В. Подольський[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»

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ШИРИНУ ВАННИ РОЗПЛАВУ ПРИ LPBF ОБРОБЦІ СПЛАВУ INCONEL 718

Лазерне плавлення в порошковому шарі (LPBF) є однією з найбільш перспективних адитивних технологій для виготовлення металевих деталей складної геометрії та відповідального призначення. [1-3]. Ключовою проблемою LPBF є висока чутливість процесу до зміни технологічних параметрів. Потужність лазера, швидкість сканування, товщина шару, відстань між треками та стратегія сканування формують складні теплові умови, які безпосередньо визначають геометрію та стабільність ванни розплаву. Невідповідність цих параметрів призводить до утворення дефектів типу lack of fusion, balling і key hole-пористості, що суттєво знижує щільність і надійність виготовлених деталей. При цьому більшість наявних досліджень зосереджена на емпіричному підборі параметрів без глибокого аналізу фізичних механізмів їх впливу на формування ванни розплаву та мікроструктури матеріалу. Окремою проблемою є відсутність узагальнених критеріїв вибору раціональних режимів LPBF, які б одночасно забезпечували високу якість матеріалу та достатню продуктивність процесу.

Дослідження [4-7] свідчать, що потужність лазера, швидкість сканування та діаметр лазерної плями відіграють найважливішу роль у формуванні ванни розплаву. Властивості ванни розплаву безпосередньо впливають на якість надрукованих компонентів. Малий розмір ванни розплаву знижує продуктивність через збільшення часу побудови, але покращує точність виготовлених деталей. Натомість більша ванна розплаву підвищує продуктивність, однак погіршує точність [8-12]. Загалом якість кінцевої деталі, особливо у контексті шорсткості поверхні та точності малих елементів, значною мірою визначається геометрією ванни розплаву, яку можна контролювати зміною потужності лазера та швидкості сканування.

Вихідний матеріал для виготовлення зразків був порошок сплаву Inconel 718 [13]. Металографічні шліфи були підготовлені механічним шляхом на дослідних зразках з заглибленням до 4 мм, схема розташування зразків представлено на рис. 1.

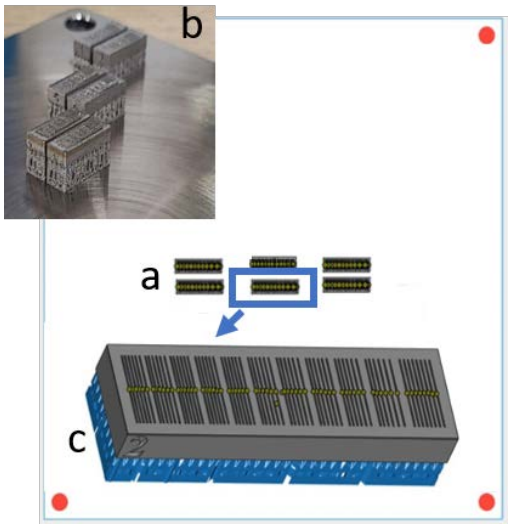


Рисунок 1 - Схема розташування поодиноких треків з різними режимами (a), загальний вигляд ділянки зі зразками в робочій камері (b) та зовнішній вигляд дослідних зразків (c)

Мікроструктурні дослідження проводились перпендикулярно одиничному треку для визначення впливу технологічних параметрів сканування, а саме потужності та швидкості сканування на ширину ванни розплаву. В результаті аналізу поодиноких треків було побудовано залежність впливу технологічних параметрів на ширину поодиноких треків рис. 2.

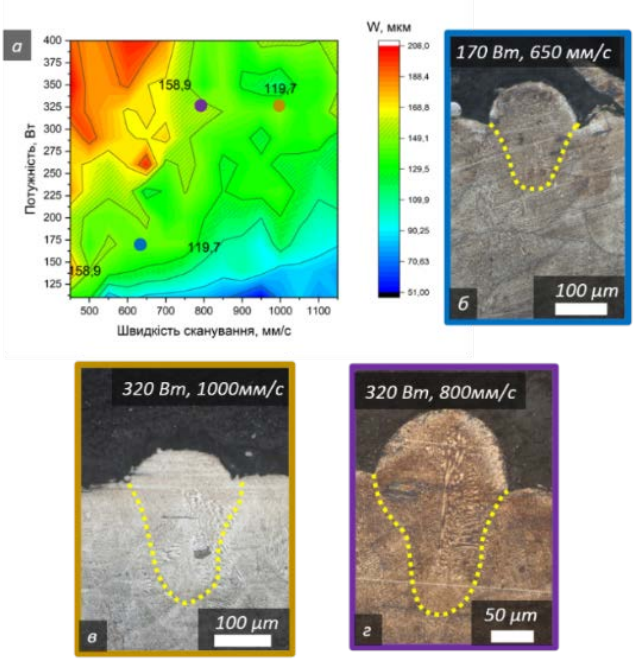


Рисунок 2 - Вплив технологічних параметрів на ширину поодинокого треку (а), мікроструктура поодинокого треку, надрукованого за потужності 170 Вт, швидкість сканування 650 мм/с (б), мікроструктура поодинокого треку, надрукованого за потужності 320 Вт, швидкість сканування 1000 мм/с (в), мікроструктура поодинокого треку надрукованого за потужності 320 Вт, швидкість сканування 800 мм/с (г)

Розглядаючи більш детально вплив ширини в залежності від технологічних параметрів (рис. 2), можна чітко прослідкувати, що зі збільшенням потужності до 350-400 Вт та швидкості сканування до 450-600 мм/с відбувається збільшення ширини ванни розплаву більше 180 мкм, дана зона може спонукати до ризиків формування Key hole. При параметрах потужності 110-150 Вт та високій швидкості сканування (900-1100 мм/с) ширина ванни розплаву менша за 100 мкм, що може спонукати до формування дефекту Lack of fusion та Balling.

ВИСНОВКИ

1. На основі аналізу геометрії поодиноких треків встановлено, що раціональний діапазон ширини ванни розплаву становить 120-160 мкм.

2. Вказаний діапазон досягається при потужності лазера 200-350 Вт та швидкості сканування 600-1100 мм/с.

3. Вихід за раціональні межі призводить до підвищеної ймовірності формування дефектів типу keyhole (при високій енергії) та lack of fusion і balling (при недостатній енергії.

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. Maamoun AH, Xue YF, Elbestawi MA, Veldhuis SC. Effect of selective laser melting process parameters on the quality of al alloy parts: Powder characterization, density, surface roughness, and dimensional accuracy. Materials (Basel), 2018, 11(12).

5. Olakanmi EO. Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al-Mg, and Al-Si powders: Effect of processing conditions and powder properties. Journal of Materials Processing Technology [Internet], 2013, 213(8), 1387–1405. Available from: http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013. 03.009.

6. Koutiri I, Pessard E, Peyre P, Amlou O, De Terris T. Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts. Journal of Materials Processing Technology [Internet], 2018, 255, 536–546. Available from: http://dx.doi.org/10.1016/j. jmatprotec.2017.12.043.

7. Yadroitsev I, Krakhmalev P, Yadroitsava I, Johansson S, Smurov I. Energy input effect on morphology and microstructure of selective laser melting single track from metallic powder. Journal of Materials Processing Technology [Internet], 2013, 213(4), 606–613. Available from: http://dx.doi. org/10.1016/j.jmatprotec.2012.11.014.

8. Kempen K, Thijs L, Yasa E, Badrossamay M, Verheecke W, Kruth JP. Process optimization and microstructural analysis for selective laser melting of AlSi10Mg. 22nd Annu Int Solid Free Fabr Symp – an Addit Manuf Conf SFF 2011, 2011, 484–495.

9. Kamath C, El-Dasher B, Gallegos GF, King WE, Sisto A. Density of additively-manufactured, 316L SS parts using laser powder-bed fusion at powers up to 400 W. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 74(1–4), 65–78.

10. Jia Q, Gu D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties. Journal of Alloys and Compounds [Internet], 2014, 585, 713–721. Available from: http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.171.

11. Song B, Dong S, Liao H, Coddet C. Process parameter selection for selective laser melting of Ti6Al4V based on temperature distribution simulation and experimental sintering. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012, 61(9–12), 967–974.

12. Dilip JJS, Zhang S, Teng C, et al. Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti-6Al-4V alloy parts fabricated by selective laser melting. Prog Addit Manuf, 2017, 2(3), 157–167.

13. S. V. Adzhamskyy, 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.

УДК 669.24:620.18:621.9

С.В. Аджамський [1], Р.В. Подольський [1, 2,3], Г.А. Кононенко [1, 2, 4], О.А. Подольська [2]

[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»

НІКЕЛЕВІ СУПЕРСПЛАВИ В УМОВАХ LPBF: ПРОБЛЕМИ ТА НОВІ ПІДХОДИ (ОГЛЯД)

Нікелеві сплави – це високоефективні сплави, що доволі широко застосовують в авіаційно-космічній галузі через можливість застосування в екстремальних умовах, включаючи високотемпературні властивості та стійкість до окислення [1-2]. Переважно дані сплави складаються з нікелю, кобальту, хрому, ніобію, молібдену, алюмінію, вольфраму, вуглецю та танталу. Введення кожного з цих елементів в хімічний склад сплаву на основі нікелю відграє свою роль. Наявність даних елементів призводить до формування інтерметалідних фаз в мікроструктурі, що забезпечує цим сплавам унікальні властивості та робить їх одними з складніших систем сплавів.

Традиційні способи виробництва з нікелевих сплавів є добре відомими. Технологія виготовлення методом лиття (зокрема, за виплавлюваними моделями) з подальшим куванням досі застосовується. Однак отримання готового виробу в більшості випадків викликає складнощі, а інколи є економічно неефективним. Це пов’язано з необхідністю виконання додаткових операцій механічної обробки та утворенням великої кількості відходів. Наразі виготовлення деталей шляхом застосування адитивних технологій відкриває нові унікальні можливості не тільки виробництва, а і швидкого прототипування нових геометричних параметрів, що дозволить мінімізувати відходи виробництва та зменшити кількість технологічних операцій, що значно спрощує та здешевлює їх виготовлення.

Одним з методів адитивного виробництва наразі є лазерне плавлення в порошковому шарі (LPBF), яка є в цілому інноваційним методом, що передбачає сплавлення порошкового шару лазерним променем по 3D – моделям [3-5]. Велика кількість досліджень [5] стосовно даного методу дозволило знайти раціональні технологічні параметри та процеси фінішної обробки для сталей та сплавів різного складу, що застосовуються в традиційних методах виготовлення. Але слід зазначити, що застосування нікелевих сплавів та їх ефективне використання для виготовлення деталей адитивним методом мають деякі особливості, що в більшості випадків пов’язано з великим вмістом різних легуючих елементів, що чинять вплив не лише на кристалізацію через широкий високотемпературний діапазон, а і на виділення різних інтерметалідних фаз. В більшості випадків при виготовлені деталей з нікелевих сплавів виникає складність, яка пов’язана з формуванням мікротріщин через низькі характеристики теплопередачі (короткочасне взаємодія лазеру з порошковим шаром викликає значний градієнт температур) [5].

Враховуючі дані особливості методу виготовлення, перед матеріалознавцями постало питання щодо пошуку можливостей виготовлення деталей з нікелевих сплавів, що можуть працювати при більш високих температурах порівняно з такими сплавами, як Inconel 718 та Haynes 282 (до 800°C). Таким чином автори роботи [6] зосередились на розроблені нового нікелевого сплаву, що був спроектований за підходом «alloys-by-design» (ABD), що є значним проривом, оскільки розроблений сплав ABD900 був призначений саме для адитивного виробництва в тому числі для методу LPBF, та передбачає експлуатацію при температурі до 900°C.

Сплав ABD900 характеризується підвищеною технологічною стабільністю при виготовленні методом LPBF, що відзначається в ряді досліджень [6-7]. Це обумовлено широким інтервалом технологічних параметрів, за яких забезпечується формування деталей із відносною щільністю понад 99,0%. Хімічний склад сплаву включає комплекс легуючих елементів, що виконують різні функції: Cr, Si та Co підвищують окислювальну стійкість; Mo і W уповільнюють дифузійні та дислокаційні процеси; Al, Ta і Ti забезпечують дисперсійне зміцнення за рахунок формування γ'- та γ''-фаз.

Згідно з літературними даними [8], після LPBF для ABD900 спостерігається формування переважно дрібноклітинної γ-Ni структури з мінімально вираженою дендритною морфологією. Це відкриває можливість оптимізації або виключення стадії розчинювальної термічної обробки, характерної для традиційних суперсплавів.

Водночас питання формування мікроструктури сплаву ABD900 в умовах LPBF, а також її відмінностей від традиційних нікелевих суперсплавів, зокрема Inconel 718,

залишаються недостатньо дослідженими. Таким чином, дослідження сплаву ABD900 є актуальним, викликає значний науковий інтерес та відкриває перспективи для розробки нових матеріалів, адаптованих під умови адитивного виробництва.

Література

1. Davis, J. R. (2000). “ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys.” Materials Park, OH: ASM International.

2. Reed. R. C. (2008). “The Superalloys: Fundamentals and Applications.” Cambridge: Cambridge University Press.

3. United States Patent. 1987. "US4665492A - Computer Automated Manufacturing Process and System." Google Patents. https://patents.google.com/patent/US4665492.

4. 3DPrint.com. 2016. “Celebrating Chuck Hull & the SLA-1 Original 3D Printer – Now a Historic Mechanical Engineering Landmark.” https://3dprint.com/134861/chuck-hullasme-landmark/.

5. DebRoy, T., H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, and W. Zhang. (2018). “Additive Manufacturing of Metallic Components – Process, Structure and Properties.” Progress in Materials Science. Elsevier BV.

6. Tang Y. T., Panwisawas C., Ghoussoub J. N., Gong Y., Clark J. W.G.,. Németh A. A.N, McCartney D. G., Reed R. C. (2021). Alloys-by-design: Application to new superalloys for additive manufacturing, Acta Materialia, 202, 417-436, https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.09.023.

7. Reed R.C., Tao T., Warnken N. (2009). Alloys-By-Design: Application to nickel-based single crystal superalloys. Acta Materialia. 57, 19, 5898-5913. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.08.018

8. Bridges A., Shingledecker J., Hussain Z., Forster J., Nemeth A., Vogel G., O’Nora N. (2024). Acceleration of Material Acceptance and Industry Adoption of an Additively Manufactured Nickel-base Superalloy. Proceedings of the AM-EPRI 2024. Advances in Materials, Manufacturing, and Repair for Power Plants: Proceedings from the Tenth International Conference. Indian Wells, California, USA. 74-87. ASM. https://doi.org/10.31399/asm.cp.am-epri-2024p0074

УДК 669.184

Є. О. Аржанцев, С. О. Солодкій, В. С. Мамешин, К. Г. Нізяєв, С. В. Журавльова

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

АНАЛІЗ МЕХАНІЗМУ КОНТАКТУ ХВИЛЬ ІЗ ВЕРТИКАЛЬНОЮ СТІНКОЮ

Протягом усього часу застосування конвертерного способу виробництва сталі в металургії його технологічний базис залишається незмінним і передбачає видалення основної кількості домішок внаслідок їх взаємодії з газоподібним окиснювачем, який подають до рідкої металевої ванни. Технологія сучасного киснево-конвертерного процесу ґрунтується на використанні як окиснювача чистого технічного кисню, який вдувають у рідку ванну крізь фурму з соплами Лаваля [1,2].

Згідно з результатами експериментальних і теоретичних досліджень [3-6] характер взаємодії газових струменів із рідкою ванною визначається параметрами дуття, при цьому різні автори можуть виділяти до п’яти характерних гідродинамічних режимів взаємодії газового струменю з рідкою ванною. Взаємодія газового струменю з рідкою ванною ініціює складні гідродинамічні явища, що включають утворення та рух дисперсних фази, формування циркуляційних потоків у рідкій ванні та розвиток хвилеутворення на її поверхні.

Дослідженню процесів хвильоутворення, що реалізуються при продуванні рідкої ванни, присвячено роботу [7], у якій відмічено, що у залежності від параметрів дуття характер утворення та розповсюдження хвиль може відрізнятися. Узагальнені за роботою [7] характеристики розповсюдження хвиль наведено на рис. 1.

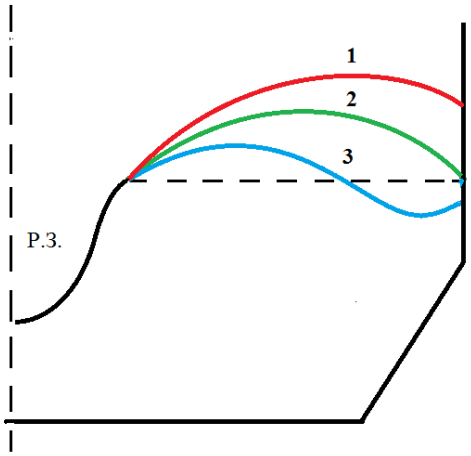


Рисунок 1 – Характеристики хвиль, що утворюються при продуванні рідкої ванни

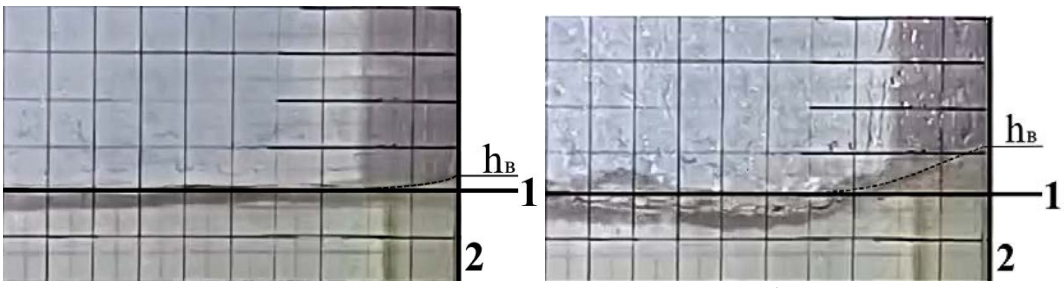
Р.З. – реакційна зона; 1 – довжина хвилі більше діаметра конвертора; 2 - довжина хвилі дорівнює, або кратна діаметру конвертора; 3 - довжина хвилі менше та не кратна діаметру конвертора.

У кисневих конверторах максимальна дальність розповсюдження хвиль на поверхні рідкої ванни обмежена боковими стінками агрегату, внаслідок чого завершальним етапом розповсюдження хвиль у рідкій ванні є їх контакт із футерованою стінкою агрегату. Зазначена взаємодія може істотно впливати як на гідродинамічний стан ванни (сплескоутворення, формування застійних зон тощо), так і на експлуатаційну стійкість футеровки. Для визначення особливостей цього процесу у відповідності з методикою [8] було проведено холодне моделювання продування.

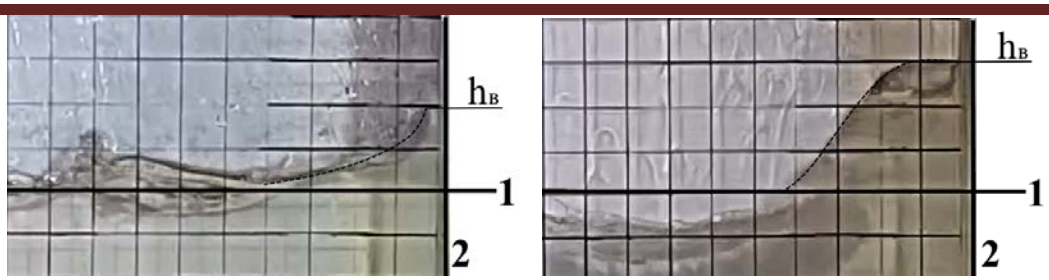
Фіксування характеру утворення і поширення хвиль на поверхні рідкої ванни та та її контакт зі стінкою моделі здійснювали за рахунок фронтальної рапідної відеозйомки (240 fps), що дозволяє простежити за розвитком процесу хвильоутворення у рідини з часовим інтервалом 4,166 мс.

На рис. 2 наведено порівняння висоти накатів хвиль, що утворюються при контакті хвиль зі стінкою, у різних режимах продування.

Механізм утворення накату при контакті хвилі з перепоною у вигляді вертикальної стінки виглядає наступним чином. Хвилі, що утворюються в результаті взаємодії газового струменя з рідиною вільно рухаються по поверхні рідини у напряму від зони взаємодії до стінок моделі. При наближенні набігаючої хвилі до перешкоди може спостерігатися деяка зміна її форми, що виражається в скороченні її довжини і зміні висоти. Оскільки стінка непроникна для рідини то внаслідок неможливості подальшого руху в горизонтальному напрямку потік перенаправляється уздовж перешкоди, вгору. Формується вертикальний потік рідини висота накату якого на стінку зростає зі збільшенням амплітуди хвиль, що набігають на стінку.



а б



в г

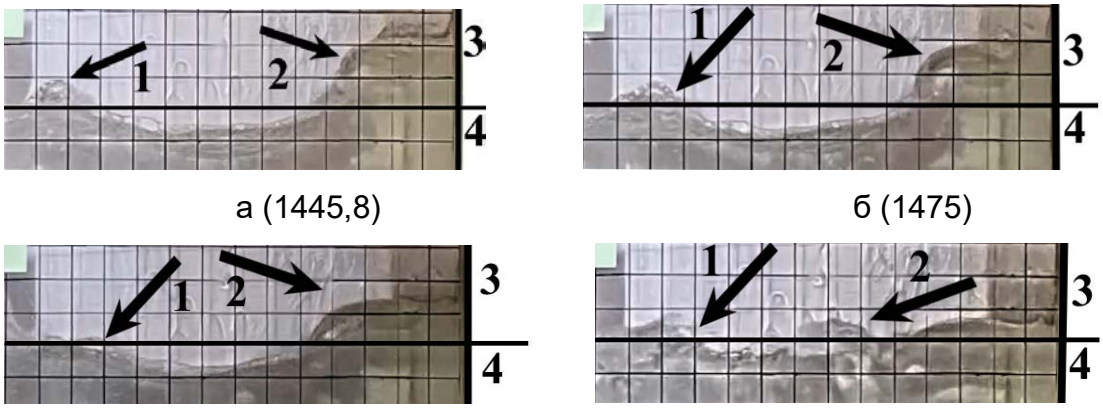
Рисунок 2 – Контакт хвиль зі стінкою моделі за різних параметрів продування

1 – рівень спокійної ванни; 2 – вертикальна бічна стінка; $h_в$ - висота накату хвилі на стінку над рівнем спокійної рідкої ванни.

Параметри продувки: а – $d_{кр}$=1.9974 мм; $P_{поч}$=0,2 МПа; H_f=0,16 м; α=0º; б – $d_{кр}$=2,9966 мм; $P_{поч}$=0,2 МПа; H_f=0,22 м; α=0º; в - $d_{кр}$=2,9966 мм; $P_{поч}$=0,2 МПа; H_f=0,13 м; α=0º; г – $d_{кр}$=2,9966 мм; $P_{поч}$=0,3 МПа; H_f=0,09 м; α=0º.

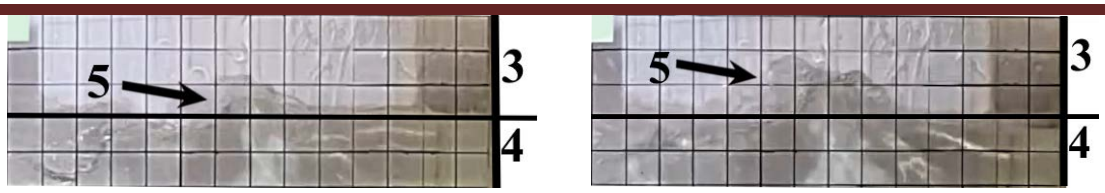
$d_{кр}$ – критичний діаметр фурми; $P_{поч}$ - тиск перед соплом; α – кут нахилу сопел до вертикалі, град.; H_f – висота розташування фурми над рівнем рідини.

Після досягнення максимальної висоти накату, рух рідини вздовж вертикальної перешкоди сповільнюється і змінює напрямок. Під дією сили тяжіння рідина починає стікати вниз, формуючи спадний потік в результаті чого формується зворотня хвиля. Зустріч зворотньої і хвилі, що набігає може призводити до їх взаємного накладання, та утворення стоячої хвилі, при цьому близько стінки може спостерігатися формування пучність у вигляді западини з рівнем рідини меншим ніж рівень спокійної ванни. Повторення основних фаз контакту хвиль зі стінкою відбувається у відповідності до їх періоду. Виникнення зворотної хвилі та її взаємодія з набігаючою хвильою наведено на рис. 3.



а (1445,8) б (1475)

в (1504,1) г (1550)



д (1583,3) є (1625)

Рисунок 3 – Поведінка зворотної хвилі

1 – набігаюча хвиля; 2 – зворотня хвиля; 3 – стінка; 4 – рівень спокійної ванни; 5 – накладання зворотньої та набігаючої хвилі.

Параметри продування: dкр=2,9966 мм; Рпоч=0,3 МПа; Hf=0,09 м; α=0º;

Цифри в дужках під фотографіями, час від початку фільмування продувки, мс.

Проведене холодне моделювання дозволило розглянути гідродинамічні особливості механізму взаємодії хвиль з вертикальною стінкою.

Список літератури

1. Технология производства стали в современных конвертерных цехах /Колпаков С.В., Старов Р.В., Смоктий В.В. и др./ Под общей ред. С.В. Колпакова – М.: Машиностроение - 1991. - 469 с.

2. Бойченко Б.М. Конвертерне виробництво сталі: теорія, технологія, якість сталі, конструкції агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія: Підручник / Б.М. Бойченко, В.Б. Охотський, П.С. Харлашин. - Дніпропетровськ: Дніпро-ВАЛ, 2004. - 454 с.

3. Явойский В.И. Теория продувки сталеплавильной ванны /В.И. Явойский, Г.А. Дорофеев, И.Л. Повх. - М.: Металлургия, 1974. - 496

4. Чернятевич А. Г., Шишов Б. И., Соломон Г. М. К вопросу взаимодействия кислородной струи с металлической ванной. Изв. вузов. Черная металлургия. 1989. №2. С.–30–34.

5. Баптизманскии В. И., Охотский В. Б., Просвирин К. С., Щедрин Г. А. Граничные условия режимов взаимодействия кислородной струи с металлом и параметры реакционной зоны. Сб. науч. трудов Тепло - и массообмен в ваннах сталеплавильных агрегатов. М: Металлургия, 1979. № 120. С. 12-16

6. Molloy N.A. Impinging jet flow in a two-phase system: the basic flow pattern. Journal of the iron and steel institute. 1970. Vol. 208. №. 10, pp. 943–950.

7. Нізяєв К. Г., Лантух О. С., Стоянов О. М., Рижкін О. В. Дослідження хвилеутворення при холодному моделюванні продувки у кисневому конверторі //

Литво. Металургія. 2017: Матеріали XIII Міжнародної науково-практичної конференції (23-25 травня 2017 р., м. Запоріжжя) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Запоріжжя, АА Тандем. – С.370-371.

8. 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 / 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». – С. 345-350.

УДК 629.4.027:620.178.3:620.18

О.І. Бабаченко[1], Р.В. Подольський[1,3], Г.А. Кононенко[1,2], О.А. Подольська[1]

[1]Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, України, Дніпро
[2]Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», України, Дніпро
[3]Інститут прикладних систем управління НАН України, Україна, Київ

ОСОБЛИВОСТІ ЗНОШУВАННЯ ТА ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС В УМОВАХ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Залізничне машинобудування залишається однією з основних ланок дорожньо-транспортного комплексу багатьох країн. Залізничний транспорт є невід'ємною частиною масового пересування [1-3]. Наразі з стрімким розвитком залізниці у напрямку підвищення швидкості транспортування та збільшення вантажопідйомності виникає глобальна проблема зносу та пошкодження від втоми ключових залізничних вузлів - колеса та рейки [4-7].

Під час дії різних сил в цій контактні парі відбуваються структурні та фазові зміни поверхневих шарів, це суттєво впливає на їх експлуатаційні характеристики та довговічність. Особливість цих змін пов'язана переважно з циклічно повторювальним термічним впливом [8-10] при експлуатації, що викликає важкість контролю формування області з термічними циклом та майбутнього формування дефекту.

Останнім часом залізничний транспорт набуває все більшого значення для вантажних та пасажирських перевезень. Підвищення частоти виходу з ладу залізничних коліс обумовлене збільшенням навантажень на ці елементи для

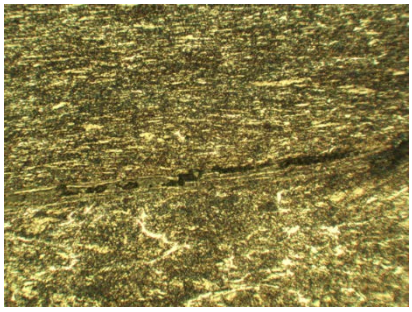
вантажних перевезень та швидкості руху для пасажирських, оскільки це може спричиняти зародження та розвиток втомних тріщин, значну пластичну деформацію підповерхневих шарів (рис. 1). Таким чином, для подальшої гарантованої безпеки та підвищення надійності залізничних перевезень необхідний розвиток розуміння особливостей домінуючих процесів при пошкодженні та руйнуванні залізничних коліс. Слід зазначити, що за умови вирішення питання впливу певних механічних і теплових навантажень на процеси, які відбуваються у різних матеріалах, з яких виготовляються залізничні колеса, можливо досягнути достатнього економічного ефекту шляхом зменшення витрат на технічне обслуговування.

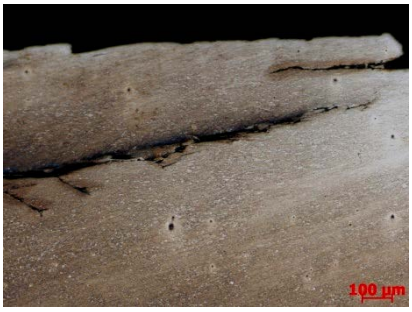
Значна частина відмов залізничних коліс відбувається не в результаті руйнування, а внаслідок зношування поверхонь, що труться. За цим видом дефекту обточується, фрезерується та шліфується близько 50% всіх коліс при ремонті [11] таким чином зменшуючи загальний термін служби [12].

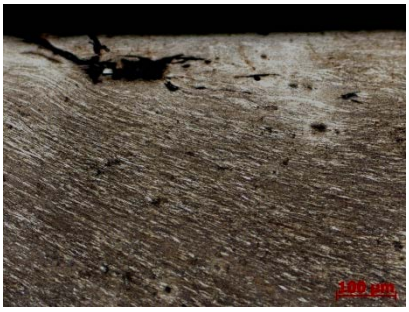
Механізм зношування коліс не завжди однаковий. Теплові явища, що відбуваються на поверхні, в значній мірі визначаються і супроводжуються процесами пластичної деформації. При невеликому прослизанні зношування може відбуватися в основному за рахунок відділення пластично деформованих частинок металу. У поверхневих шарах металу внаслідок зміцнення від наклепання і втрати пластичності з'являються мікроскопічні тріщини, розвиток яких і призводить до відокремлення частинок металу колеса. При терті кочення з ковзанням знос відбувається також за рахунок стирання - механічного відриву від поверхні деформованих, окислених або зі зміненою структурою частинок металу.

На стійкість проти зношування істотно впливає твердість [13,14]. При виборі оптимального співвідношення міцності елементів пари колесо - рейка рекомендується використовувати комплексний підхід [15].

ER8 T 2







а, ×400 г ж



б, ×1000 д з

Рисунок 1 – Втомне пошкодження поверхні кочення залізничних коліс марки ER8, 2 та Т: а – пластична деформація металу з початком формування тріщини, б – основний метал поверхні кочення після експлуатації, г - вихід втомної тріщини на поверхню кочення; д - вершина одного з відгалужень магістральної тріщини; ж, з- утворення втомних тріщин в ободі колеса зі сталі марки 2.

Для підвищення зносостійкості залізничних коліс необхідно проводити їх зміцнюючу термічну обробку з метою отримання в робочому шарі пластинчастих дрібнодисперсних продуктів розпаду аустеніту.

Таким чином, дослідження особливостей впливу експлуатаційних властивостей в залежності від способу виробництва, хімічного складу, механічних властивостей та мікроструктури відіграє значну роль в забезпеченні надійного прогнозування руйнування під час експлуатації залізничних коліс та рейок.

Висновки

Показано, що під дією циклічних механічних і теплових навантажень у поверхневих шарах відбуваються інтенсивні структурні та кристалографічні зміни, які сприяють зародженню та розвитку втомних тріщин.

Визначено, що механізм зношування залежить від умов тертя та рівня пластичної деформації і може реалізовуватись як через відділення пластично деформованих частинок, так і шляхом стирання окислених та структурно змінених шарів.

Отримані результати можуть бути використані для підвищення ресурсу залізничних коліс та прогнозування їх довговічності в умовах експлуатації.

Література:

1. Zhou, T.; Xu, H.; Ma, X.; Xu, Z.; Zhao, H.; He, Y. A Novel Carbide-Free Bainitic Heavy-Haul Wheel Steel with an Excellent Wear-Resistance under Rolling-Sliding Condition. Metals 2023, 13, 202. https://doi.org/10.3390/met13020202

2. Šmach, J. Two Contributions to Rolling Contact Fatigue Testing Considering Different Diameters of Rail and Wheel Discs. Lubricants 2023, 11, 504.

3. Wang, W.J.; Jiang, W.J.; Wang, H.Y.; Liu, Q.Y.; Zhu, M.H.; Jin, X.S. Experimental Study on the Wear and Damage Behavior of Different Wheel/Rail Materials. Proc. Inst. Mech. Eng. Part F J. Rail Rapid Transit 2016, 230, 3–14

4. Angella, G.; Ghidini, L.; Faccoli, M. An Alternative Method of Investigating the Thermal Stability of Shoe-Braked Railway Wheel Steels Based on Strain Hardening Analysis. Metals 2024, 14, 814. https://doi.org/10.3390/met14070814

5. Seo, J.W.; Kwon, S.J.; Jun, H.K.; Lee, C.W. Effects of Wheel Materials on Wear and Fatigue Damage Behaviors of Wheels/Rails. Tribol. Trans. 2019, 62, 635–649.

6. Hua, J.; Liu, P.T.; Pan, J.Z.; Zhang, G.N.; Wu, S.; Su, C.; Zhao, X.J.; Ren, R.M. Study on the effect of rotational speed on the polygonisation formation mechanism, microstructure and property evolution of D2 wheel steel. Wear 2021, 484, 204044

7. Zhang, G.Z.; Liu, C.P.; Ren, R.M.; Wu, S.; Yin, H.X.; Cong, T.; Li, X. Effect of nonuniform microstructure on wear property of ER8 wheel steel. Wear 2020, 458, 203416

8. Landström, E.V.; Vernersson, T.; Lundén, R. Analysis and Testing of Tread Braked Railway Wheel—Effects of Hot Spots on Wheel Performance. Int. J. Fatigue 2024, 180, 108116

9. Handa, K.; Ikeuchi, K.; Morimoto, F. Temperature-Dependent Wear of Tread-Braked Railway Wheels. Wear 2020, 452–453, 203265

10. Wu, Q.; Spiryagin, M.; Cole, C. Block–Wheel–Rail Temperature Assessments Via Longitudinal Train Dynamics Simulations. J. Comput. Nonlinear Dyn. 2022, 17, 111007

11. Borja, R.; Albi, S.E.; Unai, A.; Jose, M.M.; Javier, N. Prediction of Rolling Contact Fatigue Behavior in Rails Using Crack Initiation and Growth Models along with Multibody Simulations. Appl. Sci. 2021, 11, 1026.

12. Ekberg, A.; Åkesson, B.; Kabo, E. Wheel/rail rolling contact fatigue—Probe, predict, prevent. Wear 2014, 314, 2–12

13. Faccoli, M.; Zani, N.; Ghidini, A.; Petrogalli, C. Experimental and Numerical Investigation on the Wear Behavior of High Performance Railway Wheel Steels Paired with Various Brake Block Materials under Dry Sliding Conditions. Wear 2022, 506–507, 204456

14. Y. Hu, M. Watson, M. Maiorino, L. Zhou, W.J. Wang, H.H. Ding, R. Lewis, E. Meli, A. Rindi, Q.Y. Liu, J. Guo, Experimental study on wear properties of wheel and rail materials with different hardness values, Wear, https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203831

15. Girsch, Gregor & Heyder, Rene. (2006). Advanced pearlitic and bainitic high strength rails promise to improve rolling contact fatigue resistance. Proc. 7th World Cong. on 'Railway Research

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

ОЦІНКА ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ НА ВЛАСТИВОСТІ ЗАЛІЗОФЛЮСУ

Залізофлюс важливий матеріал для чорної металургії, тому його характеристики та властивості потребують всебічного вивчення для подальшого вдосконалення цього продукту. Для цього були проведені експериментальні дослідження дисоціації вапняку в присутності залізовмісних матеріалів.

Дослідження проводили в 3 етапи. На першому етапі вивчали процес дисоціації чистого вапняку. На другому етапі аналізували особливості термічного розкладу вапняку в суміші із залізорудним концентратом. Для проведення дослідження використовували тонкоподрібнений (кр. 0,1 мм) вапняк і залізорудний концентрат, із яких формувалась суміш у співвідношенні концентрат-вапняк, %: 0-100, 25-75, 50-50, 75-25, яку потім спресовували у брикети розміром 10х10х10мм. На третьому етапі досліджували процес дисоціації вапняку в гранулах, утворених кусочками вапняку крупністю 3-10 мм та оболонкою товщиною 0,25-0,90мм із залізорудних матеріалів (концентрат, залізна руда). Після отримання зволожених гранул їх змішували з твердим паливом (кількість палива - 8%).

Кусочки чистого вапняку, брикети та гранули завантажували окремо в лабораторну установку, забезпечену ваговим пристроєм і аналізатором складу відхідних газів, де вони проходили термічну обробку. Досліди проводили при різних температурах, °С: 900, 1000, 1100, 1200 і 1300. Хімічний склад шихтових матеріалів приведений в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад шихтових матеріалів

Матеріали	*Вміст, %*								
	$Fe_{заг.}$	*FeO*	*Fe_2O_3*	*SiO_2*	*Al_2O_3*	*CaO*	*MgO*	*ВПП*	*Інші оксиди*
Залізорудний концентрат	69,33	28,95	58,31	9,85	0,65	0,74	0,34	0,65	0,51
Залізна руда	54,05	1,5	75,55	11,54	1,60	1,65	0,62	1,82	0,47
Вапняк звичайний	0,28	-	0,40	1,34	0,56	53,22	0,92	43,56	-
*Зола коксу**	12,66	-	18,09	49,42	26,6	4,48	1,40	-	-

** Технічний склад коксу: зола – 12,4 %; сірка – 1,07 %; летючі речовини – 1,5 %; волога – 2,2 %.*

Результати дослідження ступеня дисоціації брикетів із суміші вапняку та концентрату в порівнянні з чистим вапняком показують, що ступінь дисоціації залежить від температури в реакційному просторі і кількості концентрату. При температурі 900ºС максимальна ступінь дисоціації склала для брикетів з суміші, що складається з 75% концентрату і 25% вапняку, більше 80%. Для чистого вапняку при таких же умовах ступінь дисоціації склала 43%.

Найбільш значний вплив на швидкість дисоціації добавка концентрату надає при температурі 900ºС. Максимальна швидкість дисоціації досягається при дисоціації брикетів, які складаються з суміші з 75% концентрату і 25% вапняку.

Підвищення температури до 1000 – 1100ºС і 1200ºС істотно прискорює процес розкладання брикетів як з чистого вапняку, так і з суміші концентрату з вапняком.

При температурах 1000ºС і 1100ºС ступінь дисоціації брикетів з чистого вапняку наблизилася до ступеня дисоціації брикетів з суміші, але час досягнення одного і того ж ступеню розкладання для чистого вапняку був набагато більше.

При підвищенні температури до 1000ºС швидкість дисоціації вище для брикетів із суміші лише на першій хвилині. До другої хвилині витримки вони вирівнюються, а в подальшому швидкість дисоціації вище для брикетів із суміші 75% концентрату і 25% вапняку.

Помітна відмінність спостерігається при підвищенні температури до 1100ºС і 1200ºС. Причому, це більшою мірою характерно для початкового періоду дисоціації. При температурі 1200ºС ступінь повної дисоціації брикетів із суміші вапняку з концентратом досягається при меншому часі витримки (приблизно 2 хвилини), що свідчить про активне протікання процесів взаємодії знов утвореного вапна з оксидами залізовмісного матеріалу. При даній температурі починають утворюватися і рідкі фази з реагуючих речовин, що поліпшує розкладання брикетів із суміші.

Аналіз залежності ступеня і швидкості дисоціації чистого вапняку та вапна в гранулах показує, що при температурі 900°С наявність на вапняку оболонки з концентрату не надає інтенсифікуючої дії на процес дисоціації вапняку. Ступінь дисоціації для чистого вапняку досягає 40% при 6-ій хвилині ізотермічної витримки, так само як і при наявності покриття. При температурі 900°С швидкість дисоціації майже однакова як для вапняку з накатом, так і для чистого вапняку.

При температурах 1000-1300ºС наявність покриття з концентрату має помітний вплив на ступінь дисоціації вапняку. Так, ступінь дисоціації, який дорівнює 100%, для чистого вапняку при температурі 1300ºС досягається за 4 хвилини, а для вапняку з покриттям за 2 хвилини. При підвищенні температури до 1000-1300ºС швидкість дисоціації вапняку з накатом вище, ніж для чистого вапняку. Так само, як і для брикетів з суміші, для гранул з накатом підвищення швидкості дисоціації вище лише в початковий період дисоціації. З часом швидкості дисоціації вирівнюються. Ці факти підтверджують технологічність обраного напрямку виробництва залізофлюсу за рахунок поєднання процесів виробництва вапна і утворення феритних кальція. Для гранул з покриттям характерна більш висока швидкість дисоціації при температурах 1100-1300ºС, що говорить про те, що в даних умовах можливе отримання флюсу згідно запропонованої технології.

Для порівняння були проведені дослідження особливості випалу вапняку та утворення феритів з гранул, оболонку яких утворює шар залізної руди крупністю 0-10 мм, що вміщує менше рудного мінералу і більше пустої породи. Досліди проводили при певному співвідношенні залізної руди, вапняка та палива, а саме, вапняк/руда/паливо: 100/0/12, 90/10/10, 80/20/12,/70/30/10. Огрудковану шихту спікали в агломераційній чаші. Якість виробленого залізофлюсу оцінювали величиною питомої продуктивності установки по CaO та ступеня випалу вапняку.

Аналіз експериментальних даних, показує, що при спіканні лише чистого вапняку із паливом, ступінь випалу складає - 75,4;%, а продуктивність установки CaO - 1,02 т/м^2·год. При введенні 10% залізної руди спостерігається підвищення ступеню випалу вапняку до 76,4%, але продуктивність по CaO залишається незмінною - 1,02 т/м^2·год.

При введенні 20% залізної руди ступінь випалу вапняку склала близько 80,8%, продуктивність по CaO складає - 0,89 т/м^2·год. Зниження продуктивності установки по питомій продуктивності CaO пояснюється тим, що частина вільного оксиду кальцію вступає в реакцію із основними оксидами, які входять до складу руди, та утворює різні сполуки: феррити кальцію, алюмніти та силікати кальцію. При введенні в шихту 30%

залізної руди ступінь випалу вапняку склав близько 87,8%, продуктивність по CaO складала- 0,84 т/м^2·год.

Дослідження показали, що при випалі вапняку з гранул в області температур 1100-1300°С відбувається процес плавлення евтектики на основі феритів кальцію і утворення розплаву. Цей розплав заповнює пори вапна, що утворюються і вступає в безпосередній контакт із вапном. З цього моменту починається інтенсивний розвиток рідкофазних реакцій взаємодії вапна вапняку з оксидами концентрату (Fe_2O_3, SiO_2, Al_2O_3). Це сприяє, з одного боку, до прискорення реакції розкладу вапняку з термодинамічних причин.

З іншого боку, ці реакції відбуваються з виділенням теплоти, що при незмінній температурі з зовнішньої сторони гранули сприяє підвищенню температури всередині гранули і прискоренню процесів розкладання вапняку. Процес просочення вапна розплавом, що утворився в шарі накату, переміщується вглиб гранули, інтенсифікуючи вищевказані процеси. Глибина просочення досягає в залежності від дифузійно-кінетичних умов 20-45% від сумарної площі перерізу гранули. У цих умовах швидкість дисоціації вапняку в максимальному ступені визначається впливом кількості розплаву і вона стає рівною швидкості дисоціації вапняку з брикетів його суміші з концентратом. В момент закінчення розкладання і охолодження вапняку переріз гранули має багатошарову структуру: шар змішаного матеріалу (зовні), шар проміжного продукту і шар обпаленої вапна в ядрі гранули в кількості 15 - 25% від вмісту вапна у вапняку.

Наведений механізм процесів формування структури гранул підтверджується результатами петрографічного аналізу мікроструктури зразків випалених гранул із концентрату та гематитової руди. Результати проведених досліджень підтверджують технологічність обраного напрямку виробництва залізофлюсу за рахунок поєднання процесів виробництва вапна і феритних спеків.

На основі результатів петрографічного аналізу можна зробити наступні висновки:

- мінеральний склад феритних спеків в основному представлений феритами кальцію, вапном та силікатами. В незначній кількості серед спеків присутні паливо, троіліт та вапняк;
- мінеральний склад в спеках розміщений зонально та хаотично внаслідок нерівномірного розподілення компонентів шихти;
- особливістю даного залізофлюсу є те, що при тривалій витримці його на відкритому повітрі, він має здатність руйнуватись під впливом гідроксиду кальцію.

УДК 669.162.2

В. В. Бочка, М. В. Ягольник, М. М. Олексієнко, К. В. Шмат

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

АНАЛІЗ ОСОБЛИВОСТЕЙ РУХУ ШИХТИ В БЗП ЛОТКОВОГО ТИПУ

Розподіл шихтових матеріалів у доменній печі при використанні безконусного завантажувального пристрою (БЗП) лоткового типу визначається закономірностями руху матеріалів по лотку та їх подальшою поведінкою в об’ємі колошника. Незважаючи на значну кількість досліджень, ці процеси залишаються недостатньо вивченими, що обумовлює актуальність даної роботи.

Метою роботи є дослідження закономірностей руху частинок шихтових матеріалів по лотку БЗП та оцінка впливу технологічних і конструктивних факторів на розподіл матеріалів у колошнику доменної печі.

Дослідження виконано з використанням удосконаленої математичної моделі руху частинок, яка описує їх переміщення по нахиленому лотку та подальший рух у газовому потоці. Розв’язання системи диференціальних рівнянь здійснювалось методом Рунге–Кутта.

Встановлено, що найбільш значущим фактором, який визначає положення гребеня матеріалів, є кут нахилу лотка. Його збільшення призводить до зміщення матеріалів від периферії до центру колошника. Вплив швидкості обертання лотка є менш суттєвим та проявляється переважно при середніх значеннях кута нахилу.

На рисунку 1 наведені розрахункові залежності r = f(h) для коксу, агломерату і окатишів при їх завантаженні в піч лотковим розподільником з кутами нахилу лотка 42, 48 і 63 град, і швидкістю його обертання 8 об/хв лотка . Видно, що мінімальна різниця між розрахунковими величинами отримана у окатишів незалежно від кута нахилу лотка. Це свідчить про те, що їхній рух найбільшою мірою відповідає ідеалізованому руху матеріалів, прийнятому в математичній моделі.

Високий ступінь збігу розрахункових та виміряних величин має місце у коксу та агломерату при куті нахилу лотка 63 град. При зменшенні кута нахилу лотка до 48 і 42 град, зазначена різниця для цих матеріалів дещо зростає, що пояснюється насамперед похибками виміру віддаленості гребеня від осі моделі колошника.

Показано, що гранулометричний склад матеріалів незначно впливає на характер їх розподілу. Зміщення гребеня при зміні крупності матеріалів у досліджених межах не перевищує 1–3 см.

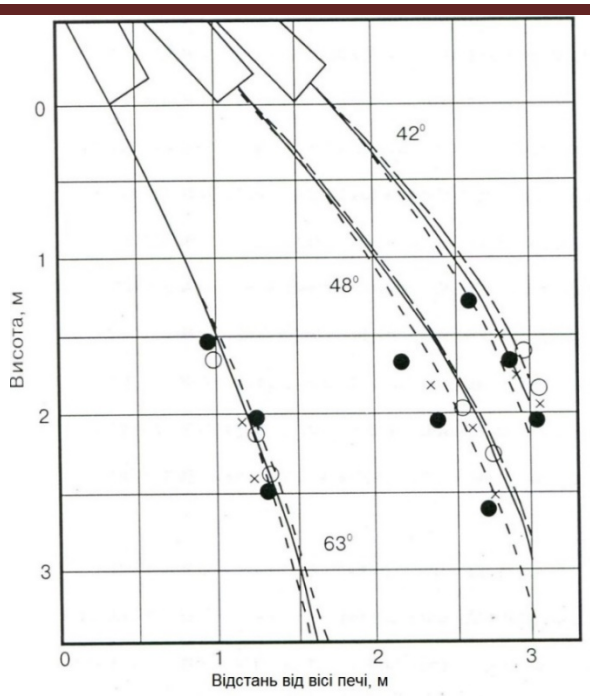


Рис. 1 – Порівняння результатів розрахунків та вимірювань на фізичній моделі БЗП:
– – – , ● - кокс; – – – , х – агломерат; – ▪ –, О - окатиші.
Цифри у кривих – кут нахилу лотка, град.

Для вивчення впливу виду матеріалу на вигляд функції r = f(h) були обрані частинки агломерату крупністю 10-25 мм, коксу 25 - 55 мм і окатишів 10-15 мм. Розрахунки показали, що вид матеріалу та його гранулометричний склад впливають на положення частинок щодо осі колошника порівняно слабко. Причому цей вплив залежить від кута нахилу лотка, швидкості обертання, рівня засипу і т.п.

Збільшення крупності матеріалів у зазначених межах при рівнях засипу 1,5 – 2,0 м сприяє переміщенню гребеня до стінки колошника на 1 – 3 см (великі значення відповідають мінімальному куту нахилу лотка, менші – максимальному куту нахилу лотка). При цьому слід підкреслити, що при цих параметрах завантаження різниця між положенням гребеня рудних матеріалів також становила незначну величину і у коксу була мінімальної (< 3 см) при кутові нахилу - 63 град., збільшуючись до 10 см при куту нахилу - 42 град, і найбільшому розмірі шматка. Важливим є те, що гребінь коксу був завжди дещо ближчим до центру печі. Таким чином, наведені розрахунки свідчать про можливість представлення руху різних компонентів доменної шихти об`ємом колошника однією функцією r = f(h).

Досліджено вплив швидкості газового потоку. Встановлено, що при реальних умовах роботи доменних печей вплив газу на траєкторію частинок є незначним, що дозволяє не враховувати його при інженерних розрахунках.

Особливу увагу приділено аналізу неосьового падіння матеріалів на лоток. Встановлено, що цей фактор призводить до виникнення радіальної асиметрії та окружної нерівномірності розподілу шихти. Величина зміщення гребеня може досягати 0,25–0,35 м залежно від умов завантаження.

Показано, що конструктивні особливості БЗП також суттєво впливають на процес розподілу матеріалів. Зміна активної довжини лотка та радіуса обертання його гирла призводить до відмінностей у положенні гребеня для різних типів завантажувальних пристроїв.

На основі отриманих результатів підтверджено можливість використання єдиної функції для опису руху різних компонентів шихти. Це значно спрощує інженерні розрахунки та моделювання процесів завантаження.

Розроблена математична модель дозволяє визначати розподіл рудного навантаження, основності шихти та інших параметрів у радіальних і окружних зонах колошника. Встановлено, що найбільш ефективним інструментом управління розподілом матеріалів є зміна системи завантаження.

Висновки

1. Результати теоретичних досліджень показують, що вдосконалена математична модель дозволяє отримати досить надійні взаємозв'язки кута нахилу лотка, швидкості його обертання, положення частинки на лотку, рівня засипу і гребеня щодо осі, необхідні для обґрунтованого вибору режиму роботи лоткового розподільника шихти.

2. За допомогою моделі встановлено та дано обґрунтування механізму (виникнення радіальної несиметричності розташування гребеня та окружної нерівномірності розподілу матеріалів у печі при неосьовому падінні матеріалів на лоток, а також визначено шляхи зменшення негативного впливу цього фактора на розподіл матеріалів по перерізу доменної печі).

3. Неосьове падіння матеріалів є причиною асиметрії розподілу шихти. Зміною режимів завантаження можна ефективно керувати розподілом матеріалів у доменній печі.

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

АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ АГЛОМЕРАТУ ЗАДАНОГО СКЛАДУ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ

Метою даного дослідження було теоретичне та експериментальне обґрунтування можливості формування агломерату заданого складу та властивостей.

За допомогою програмного комплексу проведено термодинамічний аналіз вірогідності реакцій утворення різних мінералів в семикомпонентній системі (Fe, Si, Ca, Mg, Al, O, C), яка відповідає в цілому складу шихти для спікання агломерату, шляхом оцінки величини відносної зміни термодинамічних показників: вільної енергії Ґіббса та ентальпії.

Проаналізовано залежність величини вільної енергії Ґіббса від температури. При температурах 673-1173 К вільна енергія для олівінів має найменші значення, що свідчить про найбільшу вірогідність їхнього утворення в даному середовищі. При подальшому збільшенні температури величина вільної енергії для олівінів суттєво збільшується, а для інших мінералів вона стрімко зменшується. Це свідчить, що в даних умовах будуть утворюватися переважно інші мінерали, такі як силікати та ферити кальцію.

Також присутня залежність ентальпії від температури. Утворення олівінів характеризується істотним екзотермічним ефектом, в той час як інші мінерали утворюються в ендотермічних умовах. Крім того, для всіх мінералів, окрім олівінів, ентальпія практично не залежить від зміни температури, крім діапазону, в якому вони міняють агрегатний стан. Ентальпія реакції утворення олівінів, на відміну від інших мінералів, зі збільшенням температури суттєво зростає, що пояснюється зміною їхньої основності.

Оцінка залежності фазового складу, отриманого за основністю шихти 1.3 од., від температури показує, що в заданій системі міжблокова зв’язка представлена в основному залізокальцієвим олівіном ($CaO_{0.5}FeO_{1.5}SiO_2$), фаялітом ($2FeOSiO_2$ та $FeSiO_3$), та в незначній мірі феритами кальцію ($CaOFe_2O_3$ та $2CaOFe_2O_3$). Зростання температури в реакційній зоні позитивно впливає на утворення олівінів та фаяліту, сприяє стрімкому розкладанню однокальцієвого фериту та спершу збільшенню кількості двокальцієвого фериту, а після - плавному її зменшенню.

На основі фазового аналізу виконано дослідження впливу основності системи на кількість утворених в ній залізокальцієвих олівінів та феритів кальцію. Розрахунки підтвердили, що основність шихти в значній мірі впливає на фазовий склад агломерату та вміст у ньому міцних зв'язуючих компонентів: залізокальцієвих олівінів та феритів кальцію. Доведено, що кількість олівінів ($CaO_{0.5}FeO_{1.5}SiO_2$, $CaOFeOSiO_2$) збільшується при зменшенні основності шихти до рівня 0.9-1.0 од.. Поява феритів кальцію ($CaOFe_2O_3$ та $2CaOFe_2O_3$) у значній кількості потребує, в свою чергу, збільшення основності до рівня від 1.6-1.7 од.

Проведено дослідження впливу кількості вуглецю в системі на характер утворення олівінів та феритів кальцію. Це дослідження показало, що зміна вмісту вуглецю в межах 5-8% не призводить до суттєвого впливу на склад олівінів та феритів. Це дозволяє використовувати його у кількості, яка забезпечить оптимальний тепловий баланс процесу спікання.

Теоретичний аналіз залежності фазового складу агломерату від різних факторів привів до висновку, що формування блокової структури з міцною міжблоковою зв'язкою можливе шляхом роздільної підготовки шихти, основністю 0.9-1.0 та 1.6-1.7 од. Це можливо забезпечити формуванням з агломераційної шихти композиту та залишкової шихти заданого складу та властивостей.

Виконано аналіз сучасної технологічної схеми виробництва агломерату з шихти, яка містить концентрат, залізну руду, зворот, флюсові матеріали, залізовмісні відходи виробництв, а також тверде паливо (рис. 1).

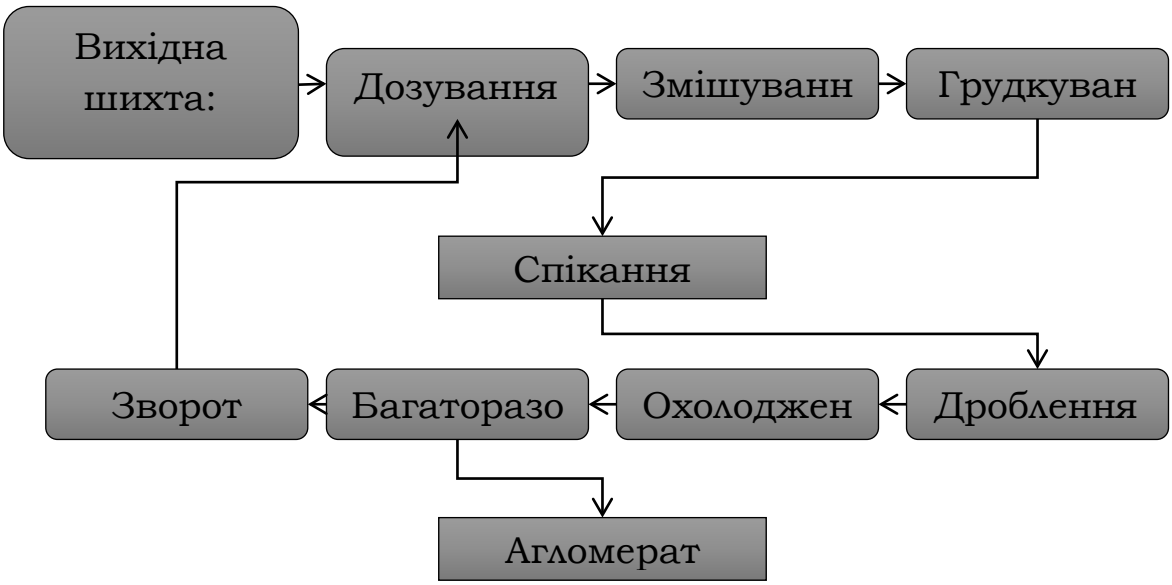


Рисунок 1 – Технологічна схема виробництва агломерату

Встановлено, що формування в агломераті блокової структури зі зв'язкою заданих властивостей і складу починається на етапі підготовки агломераційної шихти до спікання, яка включає в себе дозування, змішування, зволоження та огрудкування всіх компонентів шихти.

При даному способі підготовки шихти отримати високий ступінь однорідності гранул за крупністю та хімічним складом проблематично через недостатнє врахування особливостей поведінки матеріалів при зволожені та огрудкуванні, а також через значні коливання розмірів часток агломераційної шихти. Особливо це стосується використання шихт, які містять значну кількість концентрату, крупністю менше 0.1 мм, та крупнозернистих компонентів, таких як залізна руда та зворот.

У результаті підготовки такої шихти значна кількість дрібної фракції не огрудкується зовсім (до 25-30%), а крупні фракції накочуються тонкоподрібненим матеріалом з утворенням гранул, розміром більше 10-15 мм, які під час руху в барабані-огрудкувачі руйнують більш слабкі, дрібні гранули. Це призводить до зниження газопроникності агломераційної шихти. Окрім того, така схема огрудкування не забезпечує в достатній мірі рівномірне розподілення компонентів у гранулах, що негативно впливає на процеси твердо- та рідкофазного спікання агломерату.

Таким чином, дана технологічна схема суттєво обмежує можливості формування та виробництва агломерату блочної структури високої міцності, що висуває необхідність розробки нових шляхів удосконалення підготовки агломераційної шихти до спікання. Доведено, що одним із напрямків вирішення цієї проблеми може бути роздільна підготовка шихти з використанням композитів заданого складу та властивостей.

Отриманий за традиційною технологією підготовки та спікання шихти, характеризується значною неоднорідністю мінералогічного складу та невисоким вмістом олівінів. Агломерат, спечений з шихти, яка включає попередньо підготовлені композити основністю 0,9-1,0 од. та залишкову шихту основністю 1,6-1,8 од., має більш однорідний мінералогічний склад з високим вмістом олівінів та феритів кальцію, які забезпечують йому високу міцність.

УДК 669.295:620.18:621.78

С. М. Волошко[1], А. П. Бурмак[1], І. А. Владимирський[1], М. М. Ворон[1,2], С. Л. Шваб[2,3]

[1]КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ

[2]Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

[3]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

Mykhailo.m.voron@gmail.com

ПОРІВНЯННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ СПЛАВУ Ti-6Al-4V, ОТРИМАНОГО АДИТИВНИМИ ТА МЕТАЛУРГІЙНИМИ МЕТОДАМИ ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Адитивні технології виготовлення металевих виробів активно розвиваються протягом останніх років і стають важливою альтернативою традиційним металургійним методам виробництва [1]. На відміну від класичних технологій, що базуються на видаленні матеріалу або пластичній деформації, адитивне виробництво передбачає пошарове нарощування матеріалу безпосередньо за цифровою моделлю. Це відкриває нові можливості для створення складних геометричних форм, зменшення витрат матеріалу та скорочення часу виготовлення деталей. Особливо перспективним застосування адитивних технологій є для виробництва деталей із титанових сплавів, які широко використовуються в авіаційній, медичній та енергетичній галузях [2].

Одним із найбільш поширених конструкційних титанових матеріалів є сплав Ti-6Al-4V (Grade 5), який характеризується високою питомою міцністю, корозійною стійкістю та задовільними технологічними властивостями. Разом із тим, структурний стан цього сплаву значною мірою залежить від способу отримання матеріалу та подальших режимів термічної обробки. У випадку адитивного виробництва швидкість кристалізації та специфіка теплових циклів суттєво відрізняються від традиційних металургійних процесів, що призводить до формування нерівноважних структур і внутрішніх напружень, тому вивчення впливу різних технологій виготовлення та режимів термічної обробки на структурно-фазовий стан сплаву Ti-6Al-4V є актуальною науковою задачею [3-5].

Відповідно до цього, було проведено експерименти і проведено порівняння мікроструктури, фазового складу та мікротвердості сплаву Ti-6Al-4V, отриманого різними технологічними методами – селективним лазерним плавленням (SLM), дуговим адитивним наплавленням дротом (WAAM) та традиційним металургійним

способом (прокат злитку). Дослідження проводили для вихідного стану сплаву та після різних видів термічної обробки.

Як вихідний металургійний матеріал використовували гарячекатаний пруток сплаву Ti-6Al-4V діаметром 20 мм. Зразки, отримані методом селективного лазерного плавлення, виготовляли в середовищі аргону зі сферичного порошку розміром 15-53 мкм на установці з потужністю лазера 200 Вт, товщиною шару 25 мкм і швидкістю сканування 500 мм/с. Зразки, отримані методом WAAM, формували за допомогою аргонодугового наплавлення дроту діаметром 2 мм із того самого сплаву.

Для оцінки впливу термічної обробки застосовували: відпал при температурі 980- 990 °С протягом чотирьох годин із повільним охолодженням у печі; гартування з цієї ж температури з витримкою одну годину та охолодженням у воді; а також гартування з наступним старінням при температурі 530 °С протягом шести годин. Такі режими дозволяють дослідити процеси фазових перетворень сплаву та оцінити їх вплив на формування кінцевої структури і фазового складу.

Мікроструктурні дослідження показали, що у вихідному стані зразки, отримані різними методами, суттєво відрізняються за морфологією структурних складових. Металургійний зразок характеризується дрібнозернистою структурою з вираженою текстурою деформації, що сформувалася під час гарячої прокатки. Зерна мають витягнуту форму і розміри порядку десятків мікрометрів. Така структура сприяє активізації процесів рекристалізації під час подальшої термічної обробки. Зразки, виготовлені методом селективного лазерного плавлення, мають нерівноважну структуру, що складається з голчастих або пластинчастих елементів α-фази, яка структура формується внаслідок надзвичайно високих швидкостей охолодження мікрооб'ємів сплаву під час процесу друку, які можуть досягати 10^5–10^6 К/с. У результаті виникає мартенситоподібна α’-фаза, що характеризується підвищеною твердістю та високим рівнем внутрішніх напружень. Структура матеріалу, отриманого методом WAAM, є більш близькою до литої та деформованої структури одночасно. Вона складається з колоній α-фази з пластинчастою морфологією та певною текстурою, що виникає внаслідок спрямованого тепловідведення під час пошарового наплавлення. В межах окремих шарів структура є відносно однорідною, проте між шарами можуть спостерігатися певні відмінності через повторні теплові цикли нагрівання і охолодження.

Після відпалу при температурі близько 990 °С у всіх досліджених зразках відбувається істотна перебудова структури, яка є двофазною і складається з пластин α-фази та міжпластинчастих ділянок β-фази. При цьому в металургійних і SLM-зразках

структура стає більш однорідною, тоді як у WAAM-зразках спостерігається значно більш дрібнодисперсна структура з наявністю глобулярних зерен.

Гартування призводить до формування мартенситоподібної структури у всіх типах зразків. У металургійних матеріалах вона характеризується відносно рівномірним розподілом тонких голчастих елементів. У зразках SLM після гартування структура є грубішою, а розміри мартенситних α’-пластин можуть досягати 80–100 мкм. У випадку WAAM структура після гартування є неоднорідною і містить голки різної довжини, що зумовлено складною термічною історією формування матеріалу.

Подальше старіння після гартування приводить до стабілізації структури та утворення дисперсних виділень. Найбільш сприятлива структура формується у WAAM-зразках, де зберігається значна кількість тонкодисперсної голчастої мартенситної α’-фази. У зразках SLM спостерігається часткова нестабільність структури, що проявляється у складності розмежування α- та α’-фаз.

Результати вимірювання мікротвердості показали суттєву залежність мікромеханічних властивостей від технології виготовлення та режиму термічної обробки. Найбільша мікротвердість (440 HV) у вихідному стані характерна для зразків, отриманих методом SLM, що пов’язано з наявністю мартенситної структури та підвищеним вмістом міжвузлових домішок, зокрема кисню. Після відпалу твердість дещо зменшується, що пояснюється релаксацією внутрішніх напружень та частковим розпадом мартенситної структури.

Для металургійних і WAAM-зразків мікротвердість у вихідному стані є близькою за значенням (390 HV), що пояснюється подібним рівнем дисперсності структури. Водночас після гартування, WAAM-зразок демонструє найбільше зростання мікротвердості 530 HV, порівняно з 510 і 480 HV для металургійного та SLM зразків відповідно. Максимальні значення мікротвердості спостерігаються після гартування з подальшим старінням, коли формується значна кількість дисперсної мартенситної фази і ці значення сягають 600 HV для металургійного, 530 HV – для SLM і 510 HV для WAAM зразків.

Фазовий аналіз методом рентгенівської дифракції показав різне співвідношення у зразках α-фази та β-фази, що суттєво залежить від способу отримання матеріалу та режимів термічної обробки. У зразках SLM через імовірно підвищений вміст кисню спостерігається підвищений вміст α-фази та значна ширина дифракційних максимумів, що свідчить про високий рівень мікродеформацій і малий розмір областей когерентного розсіювання. У WAAM-зразках, навпаки, відзначається більш виражена

текстура і більші розміри кристалітів, що пов’язано з нижчою швидкістю охолодження під час формування матеріалу. Після термічної обробки відбувається зміна фазового складу, зокрема зменшення кількості β-фази та формування інтерметалідних фаз Ti_3Al.

Узагальнюючи отримані результати, можна зробити висновок, що технологія виготовлення суттєво впливає на еволюцію структури сплаву Ti-6Al-4V під час термічної обробки. Адитивні методи дозволяють отримати більш дисперсні та нерівноважні структури, що сприяє підвищенню мікротвердості матеріалу. Особливо ефективною виявилася технологія WAAM, яка після гартування та старіння забезпечує формування тонкодисперсної мартенситної структури та максимальні значення мікротвердості.

Таким чином, результати дослідження підтверджують перспективність застосування адитивних технологій для виготовлення деталей із титанових сплавів із керованими структурними та механічними властивостями. Оптимальний вибір технології виробництва та режимів термічної обробки дозволяє цілеспрямовано формувати фазовий склад і мікроструктуру матеріалу, забезпечуючи необхідний комплекс експлуатаційних характеристик.

Список літератури

1. Marks P. 3D printing takes off with the world’s first printed plane // New Scientist. – 2011. – Vol. 211, No. 2823. – P. 17–18.

2. Zhang Y., Wu L., Guo X., Kane S., Deng Y., Jung Y.-G., Zhang J. Additive manufacturing of metallic materials: A review // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2018. – Vol. 27, No. 1. – P. 1–13. – DOI: 10.1007/s11665-017-2747-y.

3. Benedetti M., Torresani E., Leoni M., Fontanari V., Bandini M., Pederzolli C., Potrich C. The effect of post-sintering treatments on the fatigue and biological behavior of Ti-6Al-4V ELI parts made by selective laser melting // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2017. – Vol. 71. – P. 295–306. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2017.03.028.

4. Williams S. W., Martina F., Addison A. C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + arc additive manufacturing // Materials Science and Technology. – 2016. – Vol. 32, No. 7. – P. 641–647. – DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000073.

5. Zenou M., Grainger L. Additive manufacturing of metallic materials // Additive manufacturing technologies / ed. by I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2018. – P. 53–103. – DOI: 10.1016/B978-0-12-812155-9.00003-3.

УДК 669

М. О. Галушкін, Є. В. Синегін

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ДЕКАРБОНІЗАЦІЯ ЧОРНОЇ МЕТАЛУРГІЇ: РОЛЬ ГІБРИДНИХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ТА ВТОРИННОЇ СИРОВИНИ

Відповідно до положень Паризької угоди та Цілей сталого розвитку ООН, металургійний сектор потребує радикальної трансформації для досягнення кліматичної нейтральності. Згідно зі звітом IPCC (2023), швидке скорочення викидів парникових газів є критичною умовою для стримування глобального потепління [1, 2].

Основним бар'єром на шляху декарбонізації киснево-конвертерного процесу є його обмежена здатність до переробки металобрухту через жорсткий тепловий баланс. Запропоноване рішення полягає у попередньому розплавленні металевого брухту в дуговій сталеплавильній печі (ДСП) з наступним заливанням отриманого рідкого напівпродукту в конвертер. Такий підхід дозволяє кардинально змінити співвідношення «чавун-брухт» у шихті. На основі аналізу дорожніх карт Net-Zero та систематичних оглядів інновацій доведено, що інтенсифікація використання вторинної сировини є найбільш дієвим методом зниження питомих викидів CO_2 на тонну сталі.

У роботі [3] досліджено комплексні стратегії декарбонізації чорної металургії через призму соціотехнічних систем, технологічних інновацій та варіативності політичних інструментів. Авторами проведено ґрунтовний систематичний аналіз існуючих наукових підходів до трансформації галузі, спрямований на ідентифікацію найбільш перспективних шляхів досягнення вуглецевої нейтральності в умовах глобальних кліматичних змін.

Основними технологічними рішеннями трансформації галузі є перехід на водень у процесах прямого відновлення заліза, впровадження технологій уловлювання та зберігання вуглецю (CCUS), а також розвиток методів електролізу руди. Особливу увагу приділено потенціалу циркулярної економіки, зокрема інтенсифікації рециклінгу металобрухту та розширенню частки електросталеплавильного виробництва. Ефективність зазначених рішень значною мірою визначається умовами теплообміну, перемішування металорідинних систем і температурно-швидкісними режимами процесів позапічної обробки та розливання сталі [5–7].

Успішна декарбонізація залежить не лише від технічної готовності інновацій, а й від ефективності політичного регулювання, включаючи механізми вуглецевого ціноутворення та державну підтримку енергоефективних проектів [3].

Недоліками цих методів є значна капіталомісткість переходу на низьковуглецеві методи, а також проблема неоднорідності якості вторинної сировини, що ускладнює виробництво високоякісних марок сталі виключно з брухту. Крім того, відзначається недостатня розвиненість інфраструктури для транспортування водню та зберігання CO_2, що створює значний розрив між лабораторними розробками та їх промисловим впровадженням у глобальних масштабах.

Перспективами подальших досліджень у цьому напрямку є з розробка та апробація гібридних технологічних моделей, що поєднують кілька методів зниження викидів для оптимізації економічних витрат. Важливим вектором є розвиток систем управління якістю металобрухту на основі сучасних методів сортування, а також моделювання впливу міжнародних торговельних політик, таких як CBAM, на швидкість впровадження екологічних інновацій у металургійному секторі. Наукова спільнота вбачає подальший прогрес у створенні замкнених промислових кластерів, де відходи одного процесу стають енергетичним або сировинним ресурсом для іншого.

У роботі [4], підготовленій провідними світовими експертами МГЕЗК, досліджено сучасний стан глобальної кліматичної системи, масштаби антропогенного впливу на навколишнє середовище та необхідні траєкторії скорочення викидів парникових газів для стримування потепління в межах 1,5°C. Авторами проведено комплексний синтез наукових даних про фізичну основу зміни клімату, вразливість екосистем та економічних секторів, а також оцінено ефективність існуючих стратегій адаптації та пом'якшення наслідків глобальної кризи.

Стислий вміст звіту фокусується на тому, що зміна клімату вже спричиняє незворотні наслідки в усіх регіонах планети, а поточні темпи впровадження низьковуглецевих технологій є недостатніми для досягнення цілей Паризької угоди. Для промислового сектору, зокрема металургії, звіт визначає критичну необхідність глибокої декарбонізації через масштабну електрифікацію, використання енергії з відновлюваних джерел, впровадження технологій уловлювання та зберігання вуглецю (CCS), а також перехід до моделей циркулярної економіки. Особлива увага приділяється концепції «вікна можливостей», що стрімко закривається, вимагаючи негайних та радикальних системних змін в енергоємних галузях промисловості протягом поточного десятиліття [4].

До недоліків поточного стану глобальних зусиль та науково-технічних підходів автори відносять значний розрив між теоретично обґрунтованими сценаріями пом'якшення наслідків та реальними фінансовими і політичними зобов'язаннями держав. Відзначається висока невизначеність щодо довгострокової ефективності та економічної доцільності деяких новітніх технологій, таких як широкомасштабне видалення вуглецю з атмосфери, які ще не пройшли апробацію в промислових масштабах. Крім того, ідентифіковано проблему обмеженого доступу до капіталу та низьковуглецевих інновацій у країнах, що розвиваються, що створює ризики для цілісності глобальних ланцюгів виробництва металопродукції [4].

Перспективи подальших досліджень у цьому напрямку пов’язані з розробкою інтегрованих моделей, що поєднують технологічну модернізацію промисловості з цілями сталого розвитку та соціальною справедливістю. Критично важливим вектором є уточнення регіональних прогнозів впливу кліматичних змін на промислову інфраструктуру та дослідження синергічних ефектів від одночасного впровадження різних методів декарбонізації. Подальша наукова робота повинна бути спрямована на оптимізацію вартості енергетичного переходу та створення прозорих механізмів моніторингу і верифікації реального скорочення емісії в складних індустріальних комплексах.

Перелік посилань

1. https://sdgs.un.org/sites/default/files/publications/21252030%20Agenda%20for%20Sustainable%20Development%20web.pdf.

2. https://unfccc.int/files/essential_background/convention/application/pdf/english_paris_agreement.pdf.

3. Kim J. та ін. Decarbonizing the iron and steel industry: A systematic review of sociotechnical systems, technological innovations, and policy options. 2022. Energy Research & Social Science. T.89. C.102565. DOI: https://doi.org/10.1016/j.erss.2022.102565.

4. Calvin K. та ін. Climate Change 2023: Synthesis Report. Geneva, Switzerland. IPCC. 2023. URL: https://www.ipcc.ch/report/ar6/syr/downloads/report/IPCC_AR6_SYR_FullVolume.pdf.

5. Ruban V., Terekhov D., Stoianov O. Determining the heat and mass transfer patterns in the tundish of a continuous casting machine. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2025. Vol. 4, no. 1 (136). P. 6–14. https://doi.org/10.15587/1729-4061.2025.336057

6. Рубан В. О., Стоянов О. М., Мусійко В. І. та ін. Дослідження гідродинамічних процесів ковшової ванни при продувці через донні дуттьові пристрої. Теорія і практика металургії. 2024. №1. С. 21–27. https://doi.org/10.15802/tpm.1.2024.03

7. Нізяєв К. Г., Стоянов О. М., Малій Х. В., Синегін Є. В., Рубан В. О. Визначення раціонального температурно-швидкісного режиму розливання легованих хромистих сталей. Науковий журнал Метінвест Політехніки. 2025. №4. С. 211–217. https://doi.org/10.32782/3041-2080/2025-4-28

УДК 669.162.261.3

В. В. Горупаха[1], Ю. С. Семенов[1], Д. В. Пінчук[2], М. Б. Болотов[2]

[1]Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро

[2]ПрАТ "КАМЕТ-СТАЛЬ", м. Кам'янське

КЛАСИФІКАЦІЯ І ОЗНАКИ ГОРІННЯ ПОВІТРЯНИХ ФУРМ В ДОМЕННИХ ПЕЧАХ ТА ЗАХОДИ, ЩО ПОПЕРЕДЖАЮТЬ ЇХ ГОРІННЯ

Регламент щодо зниження горіння повітряних фурм в доменних печах (ДП) зазвичай розробляється під кожен тип виходу їх з ладу, а також видів технологічних порушень та особливостей плавки. Однак для всіх випадків можна виділити загальні рекомендації щодо покращення якості шихти: поліпшення якості коксу, зменшення дрібних фракцій та пилу в залізорудній частині шихти, зменшення надходження негативних елементів – цинку та лугів, покращення якості та контролю помелу вугілля при роботі з пиловугільним паливом (ПВП).

Позаштатний вихід з ладу повітряних фурм можна розділити на 4 основні типи:

- у результаті прогару «зверху»;
- зминання та порушення цілісності по зварних швах;
- внаслідок горіння «рила» фурми.
- в результаті прогару «знизу».

Перші два типи виходу з ладу повітряних фурм характерні за наявності в ДП нестійкого гарнісажу, спричиненого переважно наявністю негативних домішок у шихті (цинк та луги), потраплянням у пристінкову зону високоосновних матеріалів, порушенням центрального газорозподілу і, відповідно, нестабільним периферійним газорозподілом. Також можуть бути фактори технічного характеру: порушення

цілісності футерівки та холодильних плит, попадання води в робочий простір ДП, порушення роботи завантажувального пристрою, тощо. Прогари повітряних фурм «зверху», зазвичай, визначаються інтенсивністю сходу гарнісажу при нестійкому газорозподілі і супроводжуються точковими прогарами і зминанням та руйнуванням по швах внаслідок тиску матеріалів зверху. В цих випадках необхідне застосування заходів щодо зменшення надмірної товщини та збільшення стійкості гарнісажу за рахунок зменшення надходження негативних елементів (цинку, лугів), покращення якості коксу та зменшення дрібних фракцій в залізорудній частині шихти, зміни системи (режиму) завантаження, що забезпечує центральний газорозподіл, вжиття заходів щодо зниження окружної нерівномірності газорозподілу за наявності такої.

Другі два типи характерні при захаращення коксової насадки, в фурменій області і металоприймачі. При захаращенні металоприймача і втрати об’єму горна, чавун і шлак концентруються в периферійній зоні і перед початком випуску шлак, що видавлюється силою дуття в центральну зону, піднімається значно вище за рівень повітряних фурм. При цьому порушується центральний газорозподіл, створюються «підстої» сходу, надалі це призводить до порушень сходу і у верхній частині печі, периферійного сходу шихти, порушення дренажу продуктів плавки та аварійних ситуацій. Локальні захаращення, які характерні для фурменої зони, утворюються при неповному згоранні паливних добавок до дуття, нераціональній інтенсивності плавки та фурмених параметрів (дуття, добавок, конструктивних особливостей фурмених приборів та вузлів вводу паливних добавок). Для зменшення кількості повітряних фурм, що вийшли з ладу, поряд з поліпшенням якості шихти і добавок, необхідно: проведення цільових промивок (без скасування «м'яких» промивок [1], оскільки збільшення ступеня прямого відновлення оксидів заліза, перш за все, пов'язано зі збільшенням кількості засвоюваної теплоти в нижній частині печі при низькому ступені використання CO, що пов'язано з організацією газорозподілу); зменшення окружної нерівномірності газорозподілу; збільшення рухливості розплавів шляхом збільшення (підтримання раціонального діапазону) вмісту марганцю [1, 2] і магнію в шихті, особливо, на тлі роботи на збільшеній витраті коксу низької якості та збільшеному приході глинозему. Вжиття інших заходів, спрямованих на збільшення рухливості коксової насадки, виведення вуглецевого сміття з об'єму ДП, збільшення нагріву продуктів плавки (за достатнього та узгодженого ступеня використання газів).

Виходячи з вищесказаного, можна виділити такі основні заходи для мінімізації горіння повітряних фурм:

1. Поліпшення якості коксу, контроль надходження лугів з коксом та ПВП; зменшення дрібних фракцій та пилу в залізорудній частині шихти; зменшення надходження негативних елементів – цинку та лугів; покращення якості та контролю помелу вугілля при роботі з ПВП.

2. Проведення «м'яких» промивок на постійній основі для покращення газорозподілу у верхній частині ДП, збереження ступеня використання газів.

3. Обмежити кількість коксового горіха, що завантажується, до 30 кг/т, при глибоких розладах вивести коксовий горіх з шихти.

4. Забезпечити створення стійкого гарнісажу в шахті ДП, для чого необхідно забезпечити завантаження в периферійну зону суміші агломерату і кускової руди у співвідношенні 85–90:10–15 відповідно, що забезпечить утворення первинного шлакового розплаву низької в'язкості із вмістом закису заліза не більше 12–15%. На час подачі гарнісажоутворюючої суміші теоретичну температуру горіння у фурменому осередку ДП знизити на 30–80 °С.

5. Обмежити попадання високоосновних матеріалів (особливо карбонатних флюсів) до пристінкової зони та центру ДП.

6. Введення в шихту матеріалів, що забезпечують рідкорухомість продуктів плавки, в першу чергу марганцевмісних (з дотриманням вмісту марганцю в чавуні не менше 0,20% [2]) і магнезіальних матеріалів.

7. Організувати контроль балансу лужних елементів, при різниці надходження та виведення лугів більше 10% тимчасово забезпечити зниження лужного навантаження у ДП шляхом періодичного зниження основності кінцевого доменного шлаку до рівня 1,18–1,20 од.

8. Для забезпечення дренажу продуктів плавки та поліпшення газорозподілу в нижній частині ДП провести цільові промивання, переважно зварювальним шлаком, без виключення проведення м’яких промивок [3].

9. Проведення контролю окружної нерівномірності розподілу газів (нерівномірність за показаннями термозондів, перекіс рівнів засипу), за наявності відхилень у верхній частині провести серію вимірів нерівномірності розподілу дуття непрямими (калориметричними) методами [1, 4]. На підставі отриманих результатів знизити витрати (або закрити) ПВП на повітряних фурмах з низькою витратою дуття.

10. Провести контрольоване зниження витрати води на охолоджуючих холодильниках маратора (за наявності) та заплечиків у зонах з низьким тепловим навантаженням (перепадом температур), попередньо вживши заходів щодо збільшення нагріву ДП для створення теплового запасу.

11. При зниженні індексу гарячої міцності (CSR) менше 42% та зниженні продуктивності ДП, тимчасово скоротити кількість випусків на 8–16%, для «підриву» надмірного гарнісажу в горні та збільшення рухливості коксової насадки. Прийом ефективний за наявності недопалу паливних добавок та паралельному проведенні паро-дуттєвих промивок.

12. Провести паро-дуттєву промивку [5], зволожуючи дуття парою до вмісту в ньому H_2O в межах 24–36 г/м^3. Зволоження дуття починати одночасно з випуском продуктів плавки та закінчувати через 20–40 хвилин.

13. Якщо захаращення горна не викликане збільшенням приходу лужних матеріалів – тимчасово збільшити нагрівання горна та основність кінцевого шлаку, провести цільові промивання об’єму ДП.

Список літератури

1. Yu.S. Semenov, A.L. Podkorytov, V.V. Horupakha, et al. (2020). New scientific and applied results of studies efficiency use of pulverized coal in the production of cast iron and lime burning. Metal and Casting of Ukraine, 2, 15–26. https://metalsandcasting.com/index.php/mcu/article/view/102.

2. Yu.S. Semenov, V.V. Gorupakha, A.M. Kuznetsov, et al. (2020). Experience of Using Manganese-Containing Materials in Blast-Furnace Charge. Metallurgist, 63 (9–10), 1013–1023. https://doi.org/10.1007/s11015-020-00920-1.

3. Yu.S. Semenov, V.V. Horupakha, M.A. Alter, et al. (2022). Efficiency of Washing Blast Furnace Hearth in case of Pulverized Coal Injection. AISTech 2022 – Proceedings of the Iron & Steel Technology Conference, 16–18 May 2022, Pittsburgh, Pa., USA, 219–230. https://doi.org/10.33313/386/025.

4. Yu.S. Semenov, V.V. Horupakha, E.I. Shumelchik, M.A. Alter. (2021). Blast Furnace Operation Improvement by Forming Uniform Circular Distribution of Raceway’s Thermal Mode. AISTech 2021 – Proceedings of the Iron & Steel Technology Conference, 29 June–1 July 2021, Nashville, Tenn., USA, 184–192. https://doi.org/10.33313/382/018.

5. Yu. Semenov, V. Horupakha, S. Vashchenko, et al. (2024). Development of stabilization measures aimed at removing zinc with smelting products and accumulating titanium in the hearth of a blast furnace. Engineering Reports, 6 (10), e12881. https://doi.org/10.1002/eng2.12881.

УДК 669.162.23:621.565.94:620.193.4

Л. П. Грес, О. В. Гупало, О. О. Єрьомін, Є. О. Каракаш, Ю. М. Радченко

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ОКСИДІВ СІРКИ, ЩО МІСТЯТЬСЯ В ПРОДУКТАХ ЗГОРЯННЯ ДОМЕННОГО ГАЗУ, НА СТІЙКІСТЬ МЕТАЛЕВИХ ТЕПЛООБМІННИКІВ ДОМЕННИХ ПОВІТРОНАГРІВАЧІВ

Гірничо-металургійний комплекс належить до найбільш техногенно навантажених галузей промисловості. Частка його викидів від стаціонарних джерел становить 38% від загального обсягу забруднення атмосферного повітря шкідливими речовинами. Питомі викиди шкідливих речовин на підприємствах с повним металургійним циклом складають 10,50 кг/т конверторної сталі, з них при виробництві коксу – 0,55 кг/т, агломерату – 6,0 кг/т, чавуну – 1,30 кг/т, сталі 1,40 кг/т, прокату – 1,26 кг/т.

В доменну піч сірковмісні сполуки потрапляють з шихтовими матеріалами, здебільшого з коксом. В агломераті сірка знаходиться в твердому стані у вигляді CaS, в коксі – у вільному стані, а в золі – у вигляді сульфітів та сульфатів.

В балансі сірки доменної плавки приймають питому масу сірки у колошниковому газі 0,04 кг/т чавуну, вміст сірки в колошниковому пилу 0,501 % по масі, вихід сірки з колошниковим пилом 9,21 кг/т чавуну, коефіцієнт переходу сірки в колошниковий газ 9,9 % [1]. Доля сірки, що виноситься із доменної печі з колошниковим газом (відношення маси сірки, яка перейшла в газ, до маси сірки, що вноситься в доменну піч з колошниковими матеріалами), складає 7,765 – 15,135 %.

Спалювання сірковмісного доменного газу супроводжується утворенням димових газів, які містять оксиди сірки ($SO_x = SO_2 + SO_3$), обсяги яких визначаються переважно вмістом сірки в паливі [1]. В димових газах SO_3 взаємодіє з водяною парою, утворюючи пари сірчаної кислоти, які при конденсації спричиняють низькотемпературну корозію металевих конструкції та обладнання. Окрім техногенних збитків, викиди оксидів сірки в атмосферу завдають значної шкоди довкіллю: погіршують стан здоров’я людей і тварин та пригнічують зростання рослин. Тому оксиди сірки визнані одними з найагресивніших забруднювачів довкілля.

В роботі досліджено вплив оксидів сірки, що утворюються при спаленні доменного газу, на стійкість металевих теплообмінників повітронагрівачів доменної

печі.—Під час досліджень використовували чисельно-розрахунковий метод та результати експериментальних досліджень утворення низькотемпературної сірчано-кислотної корозії металу теплообмінників повітронагрівачів [2,3]. При цьому виконували розрахунки: спалення доменного газу з визначенням температур нагрівання доменного газу та повітря спалення, необхідних для забезпечення заданих температур під куполом повітронагрівачів та нагріву гарячого дуття [3,4]; температур димових газів на вході та виході із газового та повітряного теплообмінників; температур точки роси сірчаної кислоти в залежності від парціального тиску SO_3 та H_2O в димових газах [5].

За проєктом теплообмінник для нагрівання повітря спалення виконано із труб зовнішнім діаметром 76 мм з товщиною стінки 1,6 мм; матеріал труб – Ст 10кп. Температура нагрівання повітря – 160-180 °С при температурах димових газів на вході та виході теплообмінника 260-280 °С та 80-120 °С, відповідно.

Обстеження теплообмінника показало, що після 3,5 років експлуатації він перебуває в критичному стані. Труби теплообмінника зазнали інтенсивної корозії: товщина їх стінок зменшилася до 0,1– 0,3 мм; в трубах спостерігаються наскрізні отвори неправильної форми. Міжтрубний простір, через який проходили димові гази, значною мірою заповнений пористими відкладеннями. Відкладення також спостерігаються і на внутрішній поверхні труб. Все це спричинило зменшення ефективності теплообміну, в результаті чого фактична температура нагрівання повітря в теплообміннику знизилася до 50-70 °С.

Для визначення причини швидкого виходу із ладу теплообмінника, який експлуатувався при достатньо низьких температурах диму (до 300 °С), дослідили хімічний склад металу труб та відкладень. Визначено, що відкладення містять сірку 11,33% та 13,48 %, відповідно в середині та зовні труб. Вміст сірки в сталі складає 1,39 %, а в її мікроструктурі виявлені сульфіди.

Також було досліджено хімічний склад конденсату доменного газу та відхідних димових газів. Визначено, що конденсат доменного газу близький до нейтрального (pH = 6,6 і містить сірковмісні сполуки: сульфати 0,4 мг/дм^3, родоніди 2,8 мг/дм^3). Конденсат димових газів має кисле середовище (pH = 2,28 і містить значну кількість розчиненого сульфату 2111,3 мг/дм^3).

Відомо, що оксиди сірки і азоту, а також водяна пара що міститься в димових газах, при зниженні їх температури конденсуються з утворенням розчинів сірчаної та азотної кислот, трійних систем H_2O-SO_3-NO_2 [6]. Вміст цих домішок в димових газах незначний і складає менше 1 об. %, але утворений з них конденсат являє собою

концентровані корозійно-активні кислоти.

Конденсація парів цих домішок розпочинається при різних температурах. Так, при парціальному тиску водяної пари в димових газах 10-15 кПа температура точки роси азотної кислоти (45-59 °С) практично співпадає з її значенням для чистої водяної пари (41-57 °С). Присутність в доменних газах навіть незначної кількості парів H_2SO_4 різко підвищує температуру точки роси димових газів. Наприклад, вміст парів сірчаної кислоти 0,1 об. % при парціальному тиску 10-15 кПа призводить до збільшення температури точки роси до 185 °С [7]. За даними [8] діоксид азоту, який присутній в димових газах, виконує роль каталізатора, що збільшує швидкість процесу окислення SO_2.

В роботі досліджено залежність температури точки роси парів H_2SO_4 в димових газах повітронагрівачів від парціального тиску в них H_2O і SO_3. Масову концентрацію оксидів сірки $SO_x = SO_2 + SO_3$ у відхідних димових газах повітронагрівачів визначали експериментально, і вона знаходилися в межах від 103,0 до 309,1 мг/м^3. За даними [9] близько 4 % SO_2 доокислюється до SO_3. Тому концентрація SO_3 в димових газах складала від 6,9 до 22,3 мг/м^3.

Визначено залежність температури точки роси парів H_2SO_4 (t_p, °С) від концентрації SO_3 (C_{SO_3}, мг/м^3) в димових газах при парціальному тиску 20 кПа:

$$t_p = 124{,}01 \cdot C_{SO_3}^{0{,}04}. \quad (1)$$

Розрахунки показали, що вплив зміни парціального тиску водяної пари на температури точки роси парів сірчаної кислоти є незначним. При парціальному тиску 10 кПа та 20 кПа різниця температур точки роси H_2SO_4 складає 3 °С (або 2,5 %).

Зміна концентрації оксидів сірки SO_x в процесі експлуатації повітронагрівачів з 103,0 до 309,1 мг/м^3 спричиняє підвищення температури точки роси парів сірчаної кислоти з 118 до 120 °С.

Аналіз умов роботи теплообмінників свідчить, що температура відпрацьованих димових газів на виході з теплообмінників протягом їх експлуатації у осінньо-зимовий період опускалася до 80 °С, що значно менше розрахункового значення температури точки роси сірчаної кислоти. Саме це зниження температури диму стало основною причиною інтенсивної корозії та, як наслідок, значного скорочення терміну служби теплообмінників.

Висновки

Експлуатація комплексу «повітронагрівачі доменної печі – теплообмінники» здійснюється в умовах зміни концентрації оксидів сірки SO_3 у відхідних димових газах повітронагрівачів з 6,9 до 22,3 мг/м^3 в залежності від вмісту сірковмісних сполук в доменному газі. При цьому мінімальне та максимальне значення температури точки роси парів сірчаної кислоті, що містяться в димових газах, складають відповідно 118 та 123 °С при парціальному тиску водяної пари 20 кПа.

Вплив зміни парціального тиску H_2O незначний. При парціальних тисках 10 та 20 кПа різниця температур точки роси складає 3 °С (2,5%).

Оксиди сірки, які утворюються під час спалення доменного газу, негативно впливають на довговічність металевих споруд та обладнання. Наявність в димових газах оксидів сірки та водяної пари при зменшенні температури нижче точки роси парів сірчаної кислоти призводить до корозії металу. Тому під час розробки режиму експлуатації комплексу «повітронагрівачі-теплообмінники» необхідно враховувати концентрацію SO_3 у відхідних димових газах повітронагрівачів і встановлювати мінімально допустиму температуру диму на виході з теплообмінників на 10-15 °С більше температури точки роси сірчаної кислоти.

Перелік посилань

1. Плискановский С. Т., Полтавец В. В. Оборудование и эксплуатация доменных печей. – Днепропетровск : Пороги, 2004. – 495 с.

2. Грес Л. П., Карпенко С. А., Миленина А. Е. Теплообменніки доменних печей. Днепропетровск: Пороги, 2012. – 491 с.

3. Губинский, В. И. Металлургические 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.

4. Колієно А. Г., Крошка О. В. Паливо та ефективність його використання. – Полтава : ТОВ «АСМІ», 2025. – 476 с.

5. Рид Р., Праусниц Дж., Шервуд Т. Свойства газов и жидкостей : Справочное пособие. Л.: Химия, 1982. – 592 с.

6. Бенедиктов А. В., Петерс Н. Н., Сердаков Г. С. Измерение температуры точки росы дымовых газов / Промышленная энергетика. – № 9. – 1991. – С. 19-20.

7. Резников М. И.б Липов Ю. М. Паровые котлы тепловых электростанций. – М. : Энергоиздат, 1981. – 240 с.

8. Лавров Н. В., Розенфельд Э. И., Хаустович Г. П. Процессы горения топлива

и защита окружающей среды. – М. : Металлургия, 1981. – 240 с.

9. Сигал И. Я. Защита воздушного бассейна при сжигании топлива. – Л.: Недра, 1988. – 312 с.

УДК 669.162.26:536.5:669.018.4

О. М. Гришин, А. А. Надточій, О. О. Жадан

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ВПЛИВ КАТАЛІТИЧНИХ ДОБАВОК НА ОКИСЛЮВАНІСТЬ ПРОДУКТІВ ВІДНОВЛЕННЯ

Продукти низькотемпературного відновлення (металізації) залізорудних матеріалів, як правило, мають розвинену пористість і поверхню. Їхня поверхня, залежно від умов відновлення, зазвичай характеризується високим ступенем невпорядкованості кристалічної структури. Усе це створює сприятливі умови для вторинного окислення (і навіть самозаймання) металевого продукту повітрям [1, 2]. Ступінь окислення ($\omega_{ОК}$) під час зберігання, транспортування, плавки, а також при подрібненні губки на порошок може бути значною. Вона, серед інших чинників [2, 3], визначається також наявністю в шихті активуючих добавок. Тому продукти відновлення залізорудних матеріалів піддавалися нами перевірці на окислюваність киснем повітря [4]. Визначали температуру, за якої починається інтенсивний розвиток процесу ($T_{ОК}$). На установці з автоматичним безперервним зважуванням зразка вивчали кінетику окислення в різних температурних умовах. Витрата повітря в основній серії дослідів становила 0,3-0,4 л/хв. Закономірності, встановлені в дослідженнях, узгоджуються з даними літератури [3].

Зразки, отримані за низьких температур відновленням порошкових матеріалів, обтічних газами, відрізнялися високою окислюваністю. Зокрема, залізо, відновлене воднем з магнетитового концентрату при 773 К, загоралось при нагріванні вже до 313К. Температура початку окислення зростала до ~483 К, якщо відновлення здійснювали при 873 К. Для металізованого зразка хімічно чистого Fe_3O_4 (H_2; 873 К) вона була дещо нижчою – 393 К. У разі відновлення при 1273 К $T_{ОК}$ піднімалася до 583 К.

Присутність у шихті солей лужних металів вносила корективи до показників окислюваності відновленого заліза. Хлорид калію позначився на $T_{ОК}$ слабко, знизивши

її на 5-10 К. Швидкість ($v_{ОК}$) і гранична ступінь окислення ($\omega_{ОК}$) зростали (рис. 1). Хлорид літію, навпаки, піднімав на кілька десятків градусів $T_{ОК}$, знижуючи $v_{ОК}$ і $\omega_{ОК}$.

Схоже поводилися зразки, металізовані в потоці монооксиду вуглецю. Наприклад, $T_{ОК}$ заліза, відновленого з Fe_2O_3 при 1073 К, становила 473 К. Добавка 1 % KCl у шихту зменшувала її до 433 К. Одночасно збільшувалися $v_{ОК}$ і $\omega_{ОК}$, причому тим більше, чим більша кількість введеного хлориду калію (рис. 2).

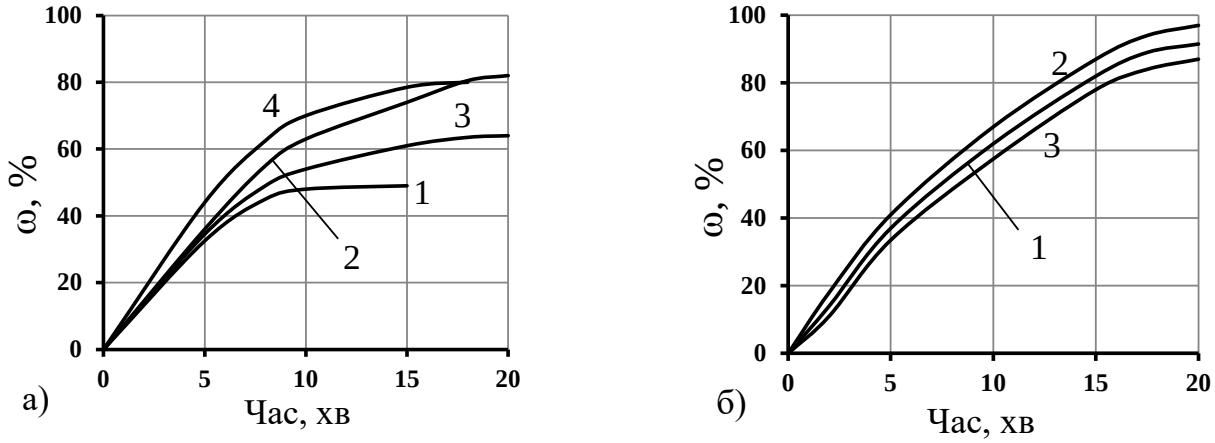


Рисунок 1. Кінетика окислення заліза, отриманого в різних умовах, при температурах, що відповідають $T_{ОК}$: а) отримано відновленням магнетитового концентрату воднем: 1,2 – 773 К, 3,4 – 873 К, 1,3 - без добавки, 2,4 – 1 % KCl; б) залізо отримано відновленням Fe_3O_4 воднем при 873 К: 1 – без добавки, 2 – 1 % KCl, 3 – 1 % LiCl

Присутність у шихті 1 % LiCl призводила до суттєвого зростання $T_{ОК}$ приблизно до 623 К. Значення $v_{ОК}$ і $\omega_{ОК}$ дещо знижувалися. Слід зазначити, що характер кінетичних кривих окислення металу при різних температурах реактора, але рівних значеннях $T_{ОК}$ і в однаковому температурному режимі майже не відрізнявся (див. рис. 2). Це свідчить про вирішальну роль саморозігріву зразка у ході взаємодії з киснем.

Брикетування залізорудних матеріалів, як правило, не змінювало принципово характер зв’язку між умовами відновлення та окислюваністю продукту. Добавки LiCl, як і раніше, значно зменшували схильність заліза до окислення. Дія хлориду калію виявилася складною. Він дещо збільшував $T_{ОК}$. Значення $v_{ОК}$ і $\omega_{ОК}$ для зразків, отриманих низькотемпературним відновленням, зростали; металевий продукт високотемпературного відновлення показав протилежні результати.

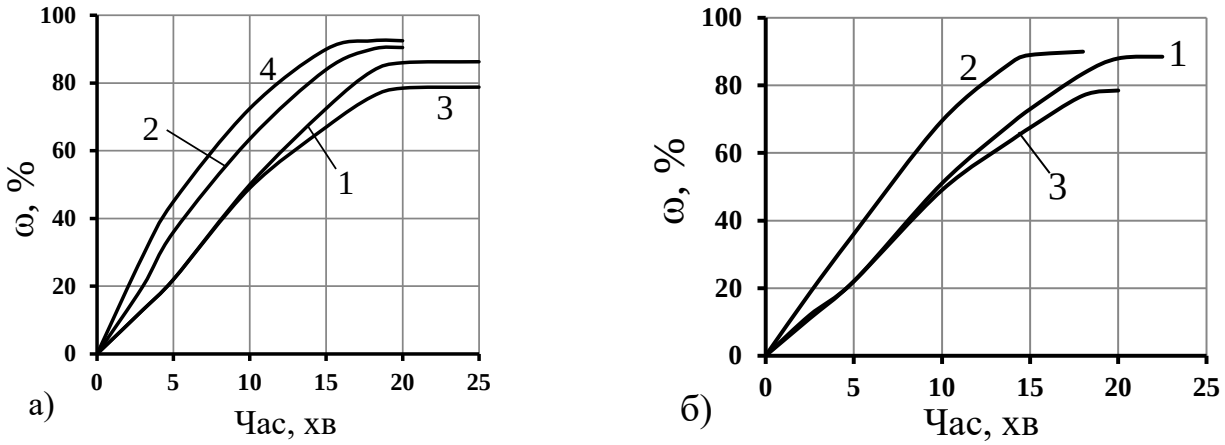


Рисунок 2. Вплив хлоридів лужних металів на кінетику окислення заліза при температурах, що відповідають при $T_{ОК}$ (а) і при 623 К (б); залізо отримано відновленням Fe_2O_3 монооксидом вуглецю при 1073 К: 1 – без добавки, 2 – 1 % KCl, 3 – 1 %LiCl, 4 – 3 % KCl

Очевидно, ця неоднозначна картина відображає протистояння двох протилежних тенденцій. З одного боку, утворення дрібнокристалічного заліза та ослаблення його спікання у присутності KCl сприяє окисленню. З іншого боку, прискорення поверхневої дифузії іонів заліза під дією добавок сприяє зменшенню концентрації дефектів і зниженню окислюваності металевого продукту.

Перехід до відновлення в псевдозрідженому стані вніс порівняно невеликі корективи в характеристики окислюваності металізованих зразків. Продукт відновлення магнетитового концентрату H_2 при 873 К мав $T_{ОК}$ на рівні 493-503 К. Хлорид калію лише трохи знижував цю величину – до 483 К. У той же час швидкість окислення та $\omega_{ОК}$ збільшувалися. Підйом температури до 973 К викликав зростання $T_{ОК}$ металізованого продукту до ~543 К. Вона зберігалася на тому ж рівні в присутності KCl. Встановлено, що зміна кількості добавки в межах 1-3 % і заміна KCl хлоридом натрію практично не позначаються на величині $T_{ОК}$.

У разі відновлення концентрату при 873-973 К сумішшю типу продуктів парової конверсії природного газу введення хлориду калію слабо впливало на температуру початку окислення зразка. Вона коливалася в межах 523-543 К. Значення $u_{ОК}$ і $\omega_{ОК}$ у разі заміни водню сумішшю H_2-CO значно зменшувалися. Зазначений зсув може бути пов’язаний переважно з падінням швидкості відновлення в результаті переходу від H_2 до суміші H_2-CO, що сприяє формуванню більш великокристалічних продуктів.

В цілому результати дослідження показали, що відновлення при 873 К і більш високих температурах забезпечує отримання металізованого продукту, який нижче

473 К практично не реагує з киснем повітря. Введення в шихту KCl та інших інтенсифікаторів відновного процесу змінює $T_{ОК}$ у порівняно вузьких межах. Окислюваність заліза можна регулювати варіюванням температури відновлення та складу газового потоку.

Далі буде розглянуто спільний вплив каталітичних добавок та змінного електромагнітного поля на окислюваність продуктів металізації в умовах варіювання температури та складу газової фази.

Список літератури

1. Özgün Ö., Dirba I., Gutfleisch O., Ma Y., Raabe D. Green Ironmaking at Higher H_2 Pressure: Reduction Kinetics and Microstructure Formation During Hydrogen-Based Direct Reduction of Hematite Pellets. *Journal of Sustainable Metallurgy*. 2024. Vol. 10, No. 3. P. 1127-1140. doi: 10.1007/s40831-024-00877-4.

2. Wan Z., Huang J., Zhu G., Xu Q. Numerical Simulation of the Operating Conditions for the Reduction of Iron Ore Powder in a Fluidized Bed Based on the CPFD Method. *Processes*. 2022. Vol. 10, No. 9. P. 1870. doi: 10.3390/pr10091870.

3. Alymov M., Seplyarskii B.S., Rubtsov N.M., Vadchenko S.G. Macrokinetic investigation of the interaction mechanism of the pyrophoric iron nanopowder compacts with air. *Pure and Applied Chemistry*. 2020. doi: 10.1515/pac-2019-1112.

4. Zakeri A., Coley K.S., Tafaghodi L. Hydrogen-Based Direct Reduction of Iron Oxides: A Review on the Influence of Impurities. *Sustainability*. 2023. Vol. 15, No. 17. P. 13047. doi: 10.3390/su151713047.

УДК 669.162.26:622.785

О.М. Гришин, А.А. Надточій, А.Г. Безшкуренко, В.В. Курило

[1]Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ВІДНОВЛЕННЯ МАГНЕТИТОВОГО КОНЦЕНТРАТУ У ПСЕВДОЗРІДЖЕНОМУ СТАНІ ШЛЯХОМ ЗОВНІШНІХ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ВПЛИВІВ

Значне прискорення низькотемпературного відновлення заліза за допомогою магнітних впливів викликає інтерес до їх використання для металізації псевдозрідженого тонкодисперсного концентрату. Змінні магнітні поля в умовах псевдозрідження відкривають можливість додаткового впливу на рух шихти, що

містить феромагнітні компоненти. Це дозволяє керувати процесами злипання та спікання металізованих матеріалів (подібне відбувається, наприклад, у віброкиплячому шарі [1-3]).

Перша серія експериментів проводилася в циліндричному реакторі з використанням термогравіметричної методики. Установка була обладнана індуктором у вигляді водоохолоджуваного соленоїда, горизонтальна площина симетрії якого знаходилася на рівні внутрішньої поверхні газорозподільної решітки. Це забезпечувало градієнт напруженості магнітного поля по висоті реактора з максимумом *H* поблизу решітки. Живлення соленоїда здійснювали від електромережі через автотрансформатор; частоту зовнішніх коливань регулювали за допомогою мультивібратора.

Дослідження при 873-973 К, показали, що електромагнітне поле (ЕМП) промислової частоти істотно не впливають на швидкість металізації магнетитового концентрату в потоці H_2 (табл.1).

Таблиця 1. Вплив змінних магнітних полів на рівень металізації концентрату (%) протягом 40 хв. (*H* = 32 кА/м)

Умови / *T*, К	Поза поля	*f* =50 Гц	*f* =0,5 Гц
873	42,2	41,6	47,5
973	44,2	45,2	53

Сприяючи більш ранній появі металевого заліза, вони водночас зумовлювали злипання частинок, що відновлюються. Спікання шихти, своєю чергою, зводило нанівець позитивну дію поля у процесі відновлення. Відносно висока частота магнітних імпульсів – 50 Гц – не могла призвести до макропереміщень частинок концентрату через значну інерційність псевдозрідженої системи та не перешкоджала агрегації частинок і утворенню каналів.

Перехід до низькочастотних магнітних впливів зумовив стабільний прискорюючий ефект, більш значний при 973 К, коли у звичайних умовах інтенсивно розвивається спікання матеріалів, що металізуються (табл. 1). Спостережену картину слід пояснити тим, що змінне поле викликало періодичне осадження шихти та її роздуття у міжімпульсні проміжки часу (що фіксувалося візуально). Вимушені рухи маси частинок ускладнювали їх агрегацію, спікання та утворення вертикальних

каналів. Це саме по собі прискорювало процес металізації, а також сприяло прояву прискорювальної дії змінного електромагнітного поля.

Більш повно розглянуті зрушення були реалізовані при металізації концентрату в реакторі змінного перерізу, в якому проводилася друга серія експериментів [4]. Він відрізнявся тим, що висота циліндричної частини реактора була дещо меншою за протяжність стовпа псевдозріджених матеріалів і обмежувалася зведенням, що конічно звужувалося (під кутом ~25°) з вертикально відвідним каналом. Шихта в стані псевдозрідження частково заповнювала конічний верх реактора.

Очевидно, це було пов’язано з тим, що циркуляція матеріалів у просторі змінного перерізу зменшувала периферійні потоки газу і супроводжувалася зміщенням шихти в частину реактора, яка звужувалася, перешкоджаючи утворенню каналів.

Накладення змінного магнітного поля частотою 50 Гц слабо змінювало цю картину з причин, зазначених раніше; швидкість металізації концентрату зростала незначно (табл. 2).

Таблиця 2. Вплив змінного ЕМП на ступінь металізації концентрату (%) в реакторі з конічним склепінням (H = 32,кА/м)

T, К	τ, хв	Поза поля	f = 50 Гц	f = 0,5 Гц
873	40	46,4	50	72,2
873	60	52,5	-	~100
973	40	49,1	81,3	55,2

Низькочастотні імпульсні поля (f = 0,5-3 Гц) збільшували інтенсифікуючий ефект, особливо різко при 873 К. Це можна пояснити так: вертикальний зворотно-поступальний рух частинок шихти в умовах зовнішніх впливів з ударами її об склепіння зведення реактора (у період роздуття) перешкоджав злипанню та спіканню концентрату. При 873 К вдавалося майже повністю запобігти зазначеним негативним явищам і значно прискорити відновлення. Підвищення температури до 973 К форсувало спікання та каналоутворення, чому протистояти достатньою мірою імпульсні впливи вже не могли. Зрештою швидкість металізації при 873 К значно перевищувала швидкість процесу в умовах вищої температури – 973 К.

Слід зазначити, що поряд із інтенсифікуючим впливом змінні магнітні поля успішно виконували функції утримання частинок шихти від виносу з реакційного об’єму, що відігравало особливу роль при проведенні досліджень у реакторі з конічним

склепінням. Здійснення такого процесу у промислових умовах забезпечить можливість ефективної металізації тонкодисперсних залізорудних матеріалів.

Список літератури

1. Dang J., Chou K. A Model for the Reduction of Metal Oxides by Carbon Monoxide. *ISIJ International*. 2018. Vol. 58, Is. 4. P. 585-593. doi: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-630.

2. Ribeiro T.R., Poco J.G.R., Cyro T., Kolbeinsen L., Ringdalen E., Ferreira Neto J.B. Methane Reforming Catalyzed by Direct Reduced Iron. In: *Proceedings of AISTech 2017 – The Iron and Steel Technology Conference*. Nashville, USA. May 2017. Association of Iron and Steel Technology. Режим доступу: (PDF) Methane Reforming Catalyzed by Direct Reduced Iron

3. Рождественский В.П., Волгина Л.М. Виброкипящий слой – метод экспериментального изучения газового восстановления металлов. У: *Новые методы исследования восстановления цветных металлов*. М.: Наука, 1973. С. 140-144.

4. Симонов В.К., Нижегородова Т.Е., Власенко В.Н. та ін. Изучение процессов металлизации тонкодисперсного магнетитового концентрата в слое. У: *Теоретические основы и технология подготовки металлургического сырья к доменной плавке: Тезисы докладов республиканской научно-технической конференции*. Днепропетровск, 1980. С. 129.

УДК 669.162.26

О.М. Гришин, А.А. Надточій, А.С. Комар, Є.Ю. Мирошниченко

[1]Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ПРОЦЕСИ ТВЕРДОФАЗНОЇ ДИФУЗІЇ НА ПОВЕРХНІ НАПІВПРОВІДНИКІВ

Різного роду дефекти кристалічних ґраток відіграють провідну роль не лише у хемосорбційних явищах, а й у процесах твердофазної дифузії під час газового відновлення оксидів заліза. Дифузійне перенесення охоплює ряд найважливіших сторін відновлення: реакційну дифузію, утворення зародків нових фаз, спікання шихти, особливо на стадії її металізації, зміну структури пор тощо. Тому регулювання швидкості масопереносу в твердих фазах має великий практичний інтерес.

В об’ємі оксидних кристалів реалізується, як правило, вакансійний або міжвузловий механізм процесу [1-3]. У першому випадку він може бути описаний зустрічним рухом іонів та структурних вакансій у межах однієї з підґраток оксиду [4]. Спотворення ґратки, необхідні для таких переміщень, порівняно невеликі. Це стосується не тільки матричних, але й домішкових іонів, якщо їхні радіуси досить близькі. Швидкість дифузії визначається переважно концентрацією вакансій у вузлах кристала.

Другий механізм перенесення пов’язаний з переміщеннями іонів з одних міжвузлів до інших. Такий рух викликає значні спотворення ґратки оксиду [2]. Тому міжвузловий механізм реалізується, якщо розміри частинок, що дифундують, малі, а кристал містить міжвузлові порожнечі достатнього розміру. Зазначені співвідношення значною мірою визначають швидкість переносу.

Слід зауважити, що наведений механізм дифузії може включати міграцію іона з вузла ґратки, рух його міжвузлями з наступним заповненням одного з наявних порожніх вузлів (або з витісненням з вузла іншого іона «своєї» підґратки).

Спираючись на викладене вище, можна стверджувати, що збільшення, наприклад, концентрації вакансій у вузлах будь-якої з підґраток оксиду дозволить форсувати дифузію відповідних іонів-катіонів металу або аніонів кисню. Заповнення вакансій або перекриття міжвузлових транспортних шляхів чужорідними атомами, навпаки, має уповільнювати твердофазне масоперенесення.

Необхідні впливи на структуру кристала можуть бути здійснені за рахунок введення сторонніх домішок. Останні змінюють не лише електронний стан оксиду-напівпровідника, але й, як зазначалося раніше, його дефектність.

У випадку напівпровідника n-типу з кисневими вакансіями (V_O) у кристалічній гратці введення «зайвого» позитивного заряду (+) в принципі зумовлює ефекти [5]:

- зростання вільних або локалізованих електронів (e^-) на донорних енергетичних рівнях;
- зменшення числа вакантних місць у вузлах кисню.

Будь-який з цих процесів у певних умовах може набувати переважного розвитку. При видаленні з ґратки позитивного заряду відбувається або зменшення концентрації електронів, або збільшення кількості вакансій у кисневій підґратці. Зазначені перетворення можуть бути описані такими схемами:

$$\mathbf{nV_0} + 2ne^- \xrightarrow{+2\boxplus} \begin{matrix} \mathbf{nV_0} + 2\mathbf{(n+1)}e^- \\ \mathbf{(n-1)V_0} + 2ne^- \end{matrix}; \qquad (1.A)$$

$$nV_0 + 2ne^- \xrightarrow{-2\boxplus} \begin{matrix} nV_0 + 2(n-1)e^- \\ (n+1)V_0 + 2ne^- \end{matrix} . \quad (1.Б)$$

Інакше поводиться в присутності чужорідних домішок *p*-напівпровідник типу MeO з вакансіями в металевій гратці (V_{Me}). Зростання числа позитивних зарядів зумовлює або зниження концентрації електронних дірок (e^+), або підвищення кількості катіонних вакансій. При вилученні позитивних зарядів концентрації електронних та структурних дефектів змінюються у протилежному напрямку. Цим процесам відповідають схеми:

$$mV_{Me} + 2me^+ \xrightarrow{+2\boxplus} \begin{matrix} mV_{Me} + 2(m-1)e^+ \\ (m+1)V_{Me} + 2me^+ \end{matrix} , \quad (1.В)$$

$$mV_{Me} + 2me^+ \xrightarrow{-2\boxplus} \begin{matrix} mV_{Me} + 2(m+1)e^+ \\ (m-1)V_{Me} + 2me^+ \end{matrix} . \quad (1.Г)$$

Природно, розглянуті приклади не вичерпують усього різноманіття взаємодій домішок з оксидом-напівпровідником, особливо з урахуванням можливого впливу домішкових аніонів, позицій, що займають додаткові іони, їхніх розмірів тощо. Однак вони показують, що структурні зміни в кристалах можуть сприяти твердофазній дифузії або ускладнювати її.

На відміну від оксидів, в об’ємі металів поряд із вакансійним та міжвузловим механізмом дифузії можуть діяти й інші [1-5]. Проте перенесення в залізі таких домішок, як кисень, вуглець і водень, що утворюють розчини впровадження, здійснюється за міжвузловим варіантом [5]. Особливо сприятливі для міграції розчинених домішок октаедричні порожнечі, більші за тетраедричні. І все ж таки дифузія кисню крізь кристалічну гратку металу протікає дуже повільно [3]. До зазначених шляхів належать лінійні та плоскі дефекти: дислокації, межі зерен і блоків, зовнішні поверхні (а також поверхні пор і тріщин), міжфазні межі [4, 5].

Дислокації являють собою викривлення та зрушення у суворій періодичності кристалічних ґраток. Перебуваючи в об’ємі кристала, вони можуть значно доповнювати масоперенесення, зумовлене точковими дефектами [1, 5]. На основі моделі дислокаційних трубок можливий розгляд дифузії за межами блоків і зерен [4, 5]. Ці області порушення порядку охоплюють перехід від однієї орієнтації кристалів до іншої. Вони яскравіше виражені на міжзернових межах, які сягають десятків і більше міжатомних відстаней. У певних умовах коефіцієнт дифузії за межами зерен ($D_{гран}$) може на 5-6 порядків перевищувати коефіцієнт об’ємної дифузії ($D_{об'єм}$) [1,3,5]. Вклад цих шляхів у загальне масоперенесення має особливе значення у полікристалічних

системах. Прискорена дифузія зазвичай має місце і по відкритих поверхнях кристала, де рухливість іонів значно вища, ніж в об'ємі [1, 5].

Переваги лінійних і плоских дефектів у твердофазному масоперенесенні стосуються як металів, так і оксидів, хоча перші вивчені повніше [1, 3]. Вклад шляхів прискореної дифузії в сумарний результат процесу залежить від умов його перебігу, особливо від температури.

Встановлено, що незалежно від механізму перенесення коефіцієнт дифузії у твердих фазах експоненційно зростає з температурою [3-5]:

$$D = D^0 \cdot \exp\left\{-\frac{E}{\mathrm{RT}}\right\}, \quad (2)$$

де D^0 - предекспоненціальний (частотний) фактор; E – енергія активації дифузії.

D^0 и E залежать від фізичних та хімічних характеристик мігруючих частинок, геометрії гратки, механізму дифузії тощо. Зазвичай, хоч і не завжди, спостерігається таке співвідношення коефіцієнтів дифузії різними шляхами $D_{пов} > D_{гран} > D_{об'єм}$. Порядок величин енергії активації, як правило, зворотний $E_{пов} < E_{гран} < E_{об'єм}$ [3,5].

В області низьких та помірних температур масоперенесення шляхами підвищеної рухливості протікає набагато швидше, ніж крізь кристалічні ґратки. Частка його в загальному дифузійному потоці може бути визначальною, незважаючи на малу площу перерізу цих шляхів порівняно з перерізом усього кристала. Зростання температури згладжує, відповідно до величин енергії активації, зазначені відмінності у швидкостях перенесення; поступово провідної ролі набуває об'ємна дифузія [1,3-5].

Швидкість дифузії іонів у твердих фазах визначається, строго кажучи, градієнтом хімічного потенціалу (μ). Величина μ залежить не лише від концентрацій частинок, що дифундують, але й від інших факторів. Тому на концентраційний потік може накладатися потік, зумовлений градієнтом пружних напруг, електричних полів тощо [1]. Залежно від спрямованості різних потоків сумарне перенесення або посилюється (порівняно з неускладненим супутніми факторами), або гальмується.

Механічні напруги (пружні деформації) у кристалічній гратці виражаються через еквівалентний всебічний тиск. Він функціонально пов'язаний з парціальним мольним об'ємом твердої фази (V):

$$\left(\frac{d\mu}{dP}\right)_{\mathrm{C,T}} = V. \quad (3)$$

Оскільки об'єм оксидів заліза сильно змінюється в процесі відновлення, необхідно враховувати корективи концентраційного потоку іонів у полі напруг, що виникають. Вплив на величину останніх може стати одним із важелів управління швидкістю твердофазної дифузії. Слід також зазначити, що з напругою пов'язана й

дефектність кристалічних граток, яка впливає на інтенсивність масоперенесення, змінює енергетичні характеристики оксиду-напівпровідника, концентрацію в ньому вільних електричних зарядів, а отже, хемосорбційні властивості поверхні [1].

Список літератури

1. Shewmon P. Diffusion in Solids. 2nd ed. Cham: Springer, 2016. VIII, 238 p. (The Minerals, Metals & Materials Series). DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-319-48206-4

2. Hoffmann F. Solid-State Chemistry. Berlin; Boston: De Gruyter, 2023. 640 p. (De Gruyter Textbook). DOI: https://doi.org/10.1515/9783110657296

3. Ertl G. Reactions at Solid Surfaces. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2009. 664 p. DOI: 10.1002/9780470535295.

4. Kolasinski K. Physical Chemistry: How Chemistry Works. Chichester: John Wiley & Sons, 2016. 752 p. ISBN 978-1-118-75112-1.

5. Kofstad P. High-Temperature Oxidation of Metals. New York: John Wiley & Sons, 1966. 340 p. ISBN 978-1114196735.

УДК 669.017:621.746.6

Л.О. Дан, С. В. Зайченко

Державний вищий навчальний заклад «Приазовський Державний Технічний університет», Дніпро

РОЗВИТОК ТЕОРІЇ СПАДКОВОСТІ ЛИТОЇ СТРУКТУРИ В РОБОТАХ О.М. СКРЕБЦОВА

Не так давно відомому вченому-металургу, професору Олександру Михайловичу Скребцову могло би виповнитися 100 років. Його наукова спадщина охоплює декілька напрямків металургії. Це і піонерські роботи в галузі використання радіоактивних ізотопів, і розробка конструкцій термоврівноважених виливниць, і розвиток теорії рідкого стану. В контексті останнього слід виділити дослідження впливу різних чинників на формування структури металу при кристалізації, зокрема питань спадковості литої структури.

Традиційна металургія протягом тривалого часу базувалася на постулаті, що при переході металу з твердого стану в рідкий відбувається повне руйнування кристалічної решітки. Проте фундаментальні дослідження О. М. Скребцова та його

школи переконливо доводять, що металевий розплав зберігає структурну пам’ять про вихідні матеріали [1-4].

Згідно з роботами вченого, розплав поблизу температури ліквідусу перебуває у стані мікронеоднорідності. Рідкий метал при цьому розглядається як складна система, де одночасно існують: кластерна фаза (упорядковані атомні угруповання розміром 1–2 нм із щільною упаковкою, що є фрагментами структури шихти) та розупорядкована фаза (зони з хаотичним рухом атомів та наявністю вільних порожнин, що забезпечують рідкоплинність розплаву) [2].

Показано, що ця структура надзвичайно динамічна: кластери постійно розпадаються і знову збираються, а зі зростанням температури їх кількість і розмір зменшуються. Саме ці кластери на думку вченого є носіями спадкових ознак шихти.

В роботах О. М. Скребцова було підтверджено, що властивості вихідного металу шихти прямо корелюють із параметрами металу майбутнього виливка, зокрема з відстанню між осями дендритів. Наявність у розплаві «спадкових» частинок докорінно змінює кінетику зародкоутворення: атоми металу групуються навколо існуючих кластерів, що, як відомо, знижує енергетичний бар’єр кристалізації.

Особливу увагу в роботах маріупольської школи приділено використанню дрібнокристалічної шихти як засобу позитивної спадковості. Це дозволяє створити велику кількість додаткових зародків твердої фази, зменшити бал зерна та пригнітити розвиток дендритної ліквації, і за рахунок цього суттєво підвищити механічні властивості металу. Наприклад, в роботі [3] показано, що введення дрібнокристалічної шихти в розплав сталі 20 ГЛ дозволяє підвищити ударну в’язкість зразків з 59 до 83 Дж/см² .

У дослідженнях О. М. Скребцова [4] показано, що температурний режим плавки також є потужним інструментом керування «генетикою» металу. Наголошується, що для повного нівелювання негативної спадковості шихти необхідний перегрів розплаву вище певних критичних температур. При такому нагріві відбувається розпад кластерів та гомогенізація розплаву. Це забезпечує здатність металу до значного переохолодження, що веде до «вибухоподібної» кристалізації та формування надзвичайно дрібного зерна. Таким чином, цілеспрямований термічний вплив дозволяє «стерти» негативну спадковість вихідних матеріалів.

На підставі проведеного аналізу з’ясовано, що в роботах О. М. Скребцова та його послідовників була розкрита дуалістична природа спадковості в металургії. Подібний підхід дозволяє не тільки уникати негативного впливу шихти, а й штучно «програмувати» структуру майбутнього металу. Найбільш ефективним методом, за

Скребцовим, виявилося поєднання «стирання» негативної пам'яті розплаву шляхом перегріву з подальшим введенням дрібнокристалічних добавок перед розливанням.

Список літератури

1. Критерії спадковості шихти при виплавці ливарних сплавів / О. М. Скребцов, В. М. Долгань, Д. І. Петренко // Металургійні процеси та обладнання. — 2008. — № 3. — С. 53–56.

2. Скребцов О. М. Зв'язок властивостей вихідного металу шихти та затверділої відливки / О. М. Скребцов, Г. О. Іванов // Шляхи підвищення якості та економічності ливарних процесів : матеріали VIII міжнар. конф. — Одеса: ОНПУ, 2004. — С. 26–30.

3. Іванов Г. О. Нова технологія виплавки легованої сталі з введенням у розплав перед випуском із печі дрібнокристалічної шихти / Г. О. Іванов, О. М. Скребцов, Ю. Д. Кузьмін // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. — 2009. — № 1 (15). — С. 156–160.

4. Скребцов О. М. Спадковість шихтових матеріалів при перегрівах металевих розплавів / О. М. Скребцов, Г. О. Іванов // Університет – місту: тези доповідей XII регіон. наук.-техн. конф. — Маріуполь: ПДТУ, 2005. — Т. 1. — С. 90.

УДК 546.171.1

І. В. Дерев’янко, О. В. Жаданос, А. А. Надточий

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ТЕРМОДИНАМІЧНІ ПЕРЕДУМОВИ ВИКОРИСТАННЯ КАРБАМІДУ ДЛЯ СИНТЕЗУ НІТРИДУ БОРУ

В електротермічному виробництві абразивних і тугоплавких матеріалів, а також кераміки й вогнетривів, важливу роль відіграє технологія отримання графітоподібного нітриду бору $BN_г$. Унікальне поєднання властивостей цього матеріалу забезпечує надзвичайно широкий спектр його застосування. Зокрема, він використовується у високотемпературній техніці — як захисний матеріал в атомній та ракетно-космічній галузях, а також у складі жаростійких композицій для авіаційних двигунів. У радіо- та мікроелектроніці його застосовують як високоякісний діелектрик. У металургії він знаходить застосування у вигляді порошків і кераміки для футерування печей,

виготовлення зливних носків міксерів , а також як вогнетривкий матеріал для установок безперервного лиття сталі та інших типів високотемпературних печей.[1]

Найбільш значущим є використання графітоподібного нітриду бору для синтезу надтвердих модифікацій нітриду бору зі структурами сфалериту (BN_c) та вюрциту ($BN_в$), відомих під торговими назвами: боразон, ельбор, кубоніт, гексаніт. Поліморфні перетворення $BN_г \rightarrow BN_в$ та $BN_г \rightarrow BN_c$ відбуваються при високих температурах та тисках. Нітріди модифікацій $BN_в$ і BN_c за твердістю близькі до алмазу і використовуються як надтверді абразивні матеріали. Причому ельбор (боразон) набагато стійкіший за високих температур, ніж алмаз [2].

Промислове великотоннажне виробництво нітриду BNг було організовано на Запорізькому абразивному комбінаті у 1960 році за карботермічною технологією. Ця технологія являє собою багатостадійний процес відновлення H_3BO_3 вуглецем в атмосфері молекулярного азоту в печах Таммана в графітових човниках при температурі 1450—1900 °C [3].

Інший промисловий метод отримання графітоподібного нітриду бору є синтез у режимі саморозповсюджуваного високотемпературного синтезу (СВС-М процес). Суть цього процесу полягає у відновленні бору з борного ангідриду B_2O_3 магнієм з одночасним азотуванням у реакторі, заповненому азотом. Частка цієї технології не перевищувала кількох відсотків від загального обсягу виробництва графітоподібного нітриду бору. Крім того, СВС-технології не дозволяють ефективно керувати кристалічною структурою графітоподібного нітриду бору, що значною мірою звужувало області його застосування [4].

Виробництво нітриду бору суміщеним процесом відновлення-азотування B_2O_3 характеризується порівняно великими витратами, зумовленими застосуванням дорогої борної кислоти, графітованих човників, електроенергії та високими цеховими та загальнозаводськими витратами.Також карботермічний нітрид бору BNг містить значну кількість домішки абразивного карбіду бору B_4C, що дуже негативно позначалося на результатах синтезу порошків надтвердих модифікацій нітриду бору. [3].

Технологією яка позбавлена вище наведених недоліків є процес отримання нітриду бору з використанням карбаміду [5]. Ця технологія також ґрунтується на використанні H_3BO_3, однак як відновник і азотовмісний компонент застосовується карбамід $(NH_2)_2CO$. Хімізм процесу отримання BN можна подати у вигляді балансової реакції, виходячи зі стехіометрії компонентів, що беруть у ній участь:

$$H_3BO_3 + (NH_2)_2CO = BN + NH_3 + CO_2 + H_2O.$$

Карбамід $(NH_2)_2CO$ — це безбарвні кристали, що плавляться при 132,7 °С і легко розчиняються у воді. При нагріванні до 150–160 °С карбамід розкладається з утворенням біурету $C_2H_5N_3O_2$ і аміаку NH_3.

Ортоборна кислота, взаємодіючи з виділеним NH_3, утворює пентаборат амонію:

$$5H_3BO_3 + NH_3 = NH_4B_5O_8 \cdot 4H_2O.$$

Пентаборат амонію при температурах вище 400 °С стає нестійким і розкладається на B_2O_3 та аміак, а біурет $C_2H_5N_3O_2$ частково переходить у похідну карбаміду (меламін $C_3H_6N_6$) з виділенням NH_3 і CO:

$$C_2H_5N_3O_2 \rightarrow C_3H_6N_6 + NH_3 + CO.$$

При подальшому підвищенні температури B_2O_3 взаємодіє з NH_3 з утворенням проміжної сполуки $[NH–BO(OH)]_n$, яка при 1030–1050 °С розкладається з утворенням турбостратної структури BN. Із зростанням температури кристалічна структура поступово впорядковується: спочатку в мезографітну, а при 1750–1850 °С — у повністю графітоподібну структуру, характерну для BN. З використанням програмного забезпечення HSC Chemystry 5.1 (ESM Software, Outokumpu, Фінляндія) розраховано рівноважний склад системи B-O-H-N. Рівноважний склад системи при стехіометричному співвідношенні між реагентами показаний на рисунку.

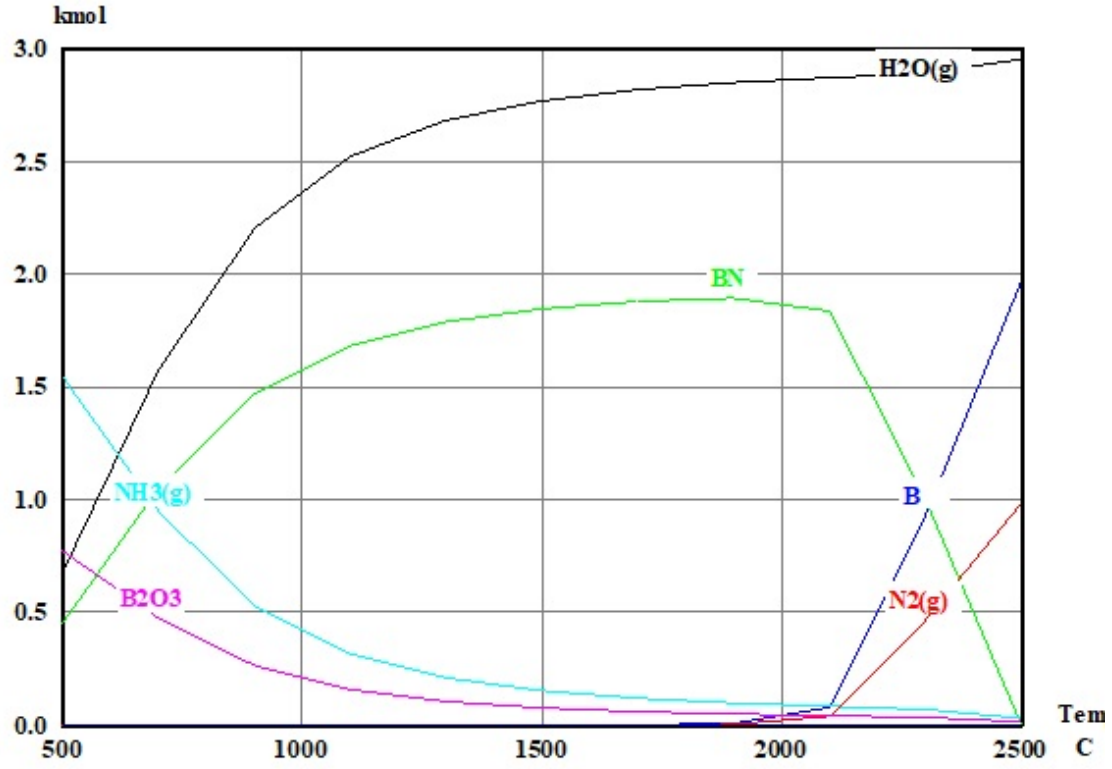


Рисунок – Рівноважний склад системи B-O-H-N при синтезі нітриду бору з використанням карбаміду.

Як видно, накопичення нітриду бору йде тільки в конденсованій фазі при температурах більше 1000 °С. У діапазоні 1250-2000 вміст нітриду бору в продукті практично не залежить від температури; вище 2100 °С починається розкладання нітриду бору на конденсований бор і азот, при 2500 °С продукт повністю розкладається. Продуктом реакції є пари H_2O.

Зіставлення результатів цього дослідження з теоретично можливими показниками інших способів синтезу нітриду бору дозволяє відзначити наступні переваги досліджуваного способу: 1) використання доступної та недефіцитної сировини; 2) високу чистоту продукту; 3) високий рівень переробки боровмісної сировини; 4) порівняно низькі енерговитрати.

Література

1. Шульженко А. А., Божко С. А., Соколов А. Н. та ін. Синтез, спікання і властивості кубічного нітриду бору. Київ: Наукова думка, 1993. 256 с.

2. Беженар М. П., Божко С. А., Білявіна Н. М., Марків В. Я. Рентгеноструктурне дослідження порошків КНБ після обробки високим тиском при кімнатній температурі // Надтверді матеріали. 2001. №1. С. 23-28.

3. Порада О.М., Гасик М.І. Електротермія неорганічних матеріалів.: Металургія.-1990.-232 с.

4. Ertug, B. Powder Preparation, Properties and Indus trial Applications of Hexagonal Boron Nitride [Text] / B. Er- tug // Sintering Applications. – 2013. – Available at: http://cdn. intechopen.com/pdfs-wm/42532.pdf doi: 10.5772/53325

5. Курдюмов, А.В. Закономірності структуроутворення при карбамідному синтезі нанокристалічного графітоподібного нітриду бору [Текст] / О. В. Курдюмов, Т.С. Бартницька, В. І. Ляшенко, В. Ф. Брітун, Т. Р. Балан, С. Н. Громико, А. І. Даниленко та ін. // Порошкова металургія. - 2005. - Т. 11, № 12. - С. 88-97

УДК 669.162

Д. В. Єськов, Є. М. Сігарьов, Г. Ю. Крячко, А. А. Похвалітий, М. А. Кащеєв

Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське

МОДЕЛЮВАННЯ ГІДРОГАЗОДИНАМІКИ У КОВШОВІЙ ВАННІ З ОБЕРТОВОЮ ЗАГЛИБНОЮ ФУРМОЮ

Для забезпечення надійної та довготривалої роботи заглибних фурм, що використовують у процесах ковшової десульфурації чавуну перед конвертерною переробкою, необхідні сучасні надійні засоби подачі порошкоподібних реагентів крізь сопла наконечника фурми, оптимальна схема вогнетривкого футерування стовбура фурми, профілю та складу вогнетривів ковша та раціональні режими їх експлуатації. До найбільш розповсюдженої у промисловості конструкції наконечника заглибної фурми відносять Т-подібний, що має 2 сопла, розміщені на одній осі у протилежних напрямках.

Фурми для вдування десульфураторів вглиб ванни експлуатуються в складних умовах. Крім різких теплових ударів і корозійного зносу внаслідок хімічної дії покривного шлаку, стовбур фурми та її футерування зазнають значних механічних навантажень. На термін служби фурми впливають не тільки властивості вогнетривких матеріалів і спосіб їх нанесення, але й технологія введення реагентів, конструкція металевого каркасу, спосіб закріплення футерівки, якість її ремонту та інші чинники.

Відшарування футерівки, у випадках відсутності армування, тенденція до вигину фурми на границях зон армування (при армуванні сталевими кутами), виникнення повздовжніх тріщин при армуванні плоскими (50х6 мм) та колоподібними прутками (діам. 25-32 мм) з нестачею пружності та відшаруванням футерівки та зниження інтенсивності відшарування при використанні U-подібних кріплень на прутку діам. 25мм свідчать про доцільність подальших досліджень особливостей ерозії потоками металу та корозії при контакті зі шлаком. За результатами промислової експлуатації фурм встановлено, що утворення тріщин відіграє більш значну роль у руйнуванні футерівки, ніж корозія.

За результатами аналізу промислових даних пошкодження вогнетривкого футерування на стовбурі фурм виявлені як на відстані 1,2-1,5 м від наконечника фурми (у цій зоні виявлено переважний розвиток тріщин), так і в зоні шлакового поясу. Перероджения мікро- у макротріщин, при чергуванні нагрівання і

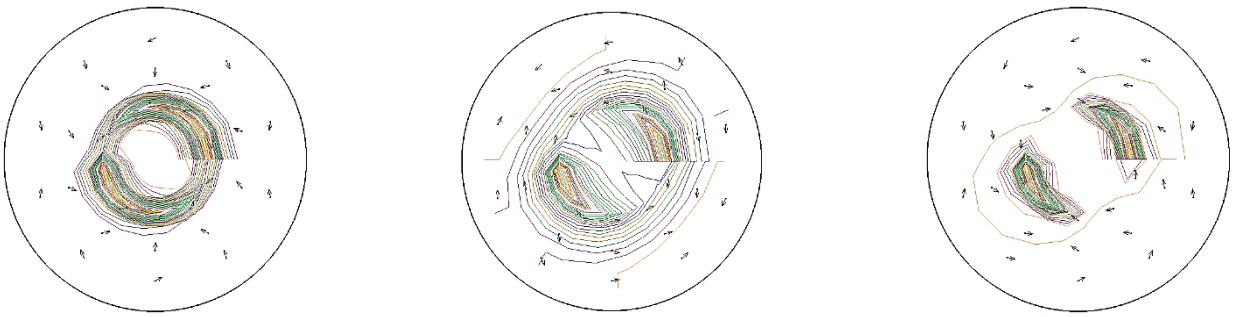
охолодження фурми і заповнення останніх рідким чавуном, призводить як до відшарування вогнетриву, так і до руйнування металевої конструкції з подальшим обривом фурми.

Описані вище проблеми характерні і для заглибних фурм з Т-подібним наконечником, що використовують для десульфурації чавуну у 230-т заливальних ковшах на УДЧ КЦ ПрАТ «Камет-Сталь».

Відмінності руйнування вогнетривкої футерівки фурми та заливального ковша внаслідок ерозії при використанні обертової заглибної фурми досліджені авторами раніше [4, 5]. Визначені характерні траєкторії руху рідини вздовж стовбура фурми та у стін ковша, характер розвитку та особливості формування циркуляційних зон, характер та особливості руйнування футерівки.

Для моделювання і розрахунку режимів нагріву й охолодження заглибної фурми та їх впливу на вогнетривку футерівку, визначення ефективності систем продування ковшової ванни застосовуються методи розрахункової гідродинаміки (CFD), аналіз методом кінцевих елементів (FEA), ізотермічне моделювання та прямий високотемпературний експеримент [3, 5].

Для чисельного моделювання гідрогазодинаміки ковшової ванни при застосуванні обертової фурми з Т-подібним наконечником авторами доповіді використано модель, розроблену раніше [1, 2] і удосконалену на основі врахування експериментальних даних [3-5]. Виконано моделювання гідрогазодинаміки металевої ванни 230-т ковшу при промислових параметрах вдування газу (рис. 1) крізь сопла обертової фурми з Т-подібним наконечником. На рис. 1 наведено приклад отриманого розподілу полів швидкостей та концентрації газу у горизонтальних перетинах ковша на висоті 500 (а), 1700 мм (б) та 3200 мм (в) від днища відповідно.



а б в

Рисунок 1 – Результати математичного моделювання з відображенням напрямку та розкриття газових потоків при обертанні фурми з Т-подібним наконечником у різних перетинах за висотою ковшу

З використанням результатів моделювання вивчені особливості гідрогазодинаміки ванни при використанні обертової заглибної фурми, розподіл швидкостей потоків за висотою ванни при перемінних значеннях швидкості обертання і витрати газу-носія. Показано, що ковшова ванна, яка барботується газовими потоками, сформованими при вдуванні газових струменів крізь сопла фурми з Т-подібним наконечником, є вкрай нестабільною системою. У глибині зон барботажу розвивається сильна турбулентність з відповідними швидкостями масопереносу та масообміну; пульсації швидкості розплаву можуть сягати до 50% від середніх значень швидкості у потоці.

Отримані дані придатні для уточнення гідродинаміки ковшової ванни та удосконалення дуттьового режиму ковшової десульфурації чавуну, профілей футерівки ковша і заглибної фурми з підвищенням ефективності операції та подовження строку їх експлуатації.

Список літератури

1. Сигарев Е.Н. Численные исследования гидродинамики при продувке расплава в ковше и конвертере. Металл и литье Украины. №3-4. 2005. С. 95-97.

2. Сігарьов Є.М., Чернятевич А.Г., Гнип Р.Р. Математична модель гідродинамічних процесів при десульфурації чавуну диспергованим магнієм в ковші з використанням заглибної обертової фурми. Математичне моделювання. 2008. №1(18). С. 88-91.

3. Sigarev E.N., Chernyatevich A.G., Chubin K.I., Zarandiya S.A. Desulfurization of hot metal by the injection of disperse magnesium through a submerged rotating tuyere. Steel in Translation. 2011. №41(6). Pp. 487-497.

4. Сігарьов Є.М., Єськов Д.В., Крячко Г.Ю., Матина І.М. Дослідження ерозії вогнетривів ковшу при вдуванні газу вглиб ванни крізь обертову фурму. Вісник ПДТУ (технічні науки). Вип. 49. Том 1. 2024. С. 208-218.

5. Сігарьов Є. М., Єськов Д. В., Крячко Г. Ю., Руденко М. Р., Матина І. М. Вплив складу ковшового шлаку десульфурації чавуну на адгезію до вогнетривів. Збірник наукових праць ДДТУ (технічні науки). Том 1. №48. 2026. С. 16-23.

УДК 661.666

С.В. Журавльова, М.М. Бойко, І.В. Журавльова, Дутній Р.Б., К.А. Подушко

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ АЛЮМІНІЙВМІСНИХ ВІДХОДІВ

Сучасна металургія висуває підвищені вимоги до чистоти та якості сталі, особливо марок із низьким вмістом сірки (<0,005 %). Основною проблемою є присутність шкідливих домішок, таких як сірка та фосфор, які знижують пластичність, ударну в’язкість і зварюваність металу. Позапічна обробка сталі у сталерозливному ковші є ключовим етапом, що дозволяє проводити глибоку десульфурацію, видаляти неметалеві включення та коригувати хімічний склад сталі [1]. Сучасні дослідження [2,3] показали, що застосування алюмовмісних відходів підвищує ефективність процесу, одночасно зменшуючи собівартість обробки.

Позапічна обробка металу включає використання високоосновних шлаків, інертного газу для перемішування, порошкових реагентів і різних легуючих добавок. Відомо, що кальцій та алюмовмісні реагенти активно взаємодіють із сіркою та неметалевими включеннями, формуючи стабільні сульфіди і оксиди [4,5]. Алюмовмісні відходи — це побічні продукти металургії, що містять оксиди алюмінію та інші активні компоненти. Вони можуть застосовуватися як економічна заміна чистого алюмінію для розкислення, рафінування та підвищення основності шлаку. Дослідження показали, що введення алюмовмісних відходів у ківш сприяє зменшенню вмісту сірки на 10–15 % порівняно з класичними методами [6].

Метою даної роботи є дослідження впливу введення алюмовмісних відходів на ефективність позапічної десульфурації сталі та якість металу. В якості десульфуруючих і рафінуючих реагентів застосовуються алюмовмісні відходи (шлаки, побічні продукти виробництва алюмінію та відходи обробки алюмінієвих сплавів), а також стандартні розкислюючі та легуючі матеріали (кальцій, силікокальцій, марганець). До вимог, які висуваються до алюмовмісних відходів можна віднести: вміст Al_2O_3 – 45–60 %; CaO – 8–12 %; SiO_2 – 5–10 %; вологість менше 2 %. Додавання алюмовмісних відходів здійснюють на поверхню металу та в шлакову фазу. Обов’язковою є продувка металу аргоном через донні фурми для інтенсифікації масообміну.

В роботі визначено, що введення алюмовмісних відходів підвищує ступінь десульфурації на 12–18 % порівняно з класичною обробкою без відходів. Це пояснюється підвищенням основності шлаку та активної взаємодією Al_2O_3 із сіркою через проміжні реакції з CaO:

$S_{метал} + CaO_{шлак} \rightarrow CaS_{шлак}$

$Al_{відходи} + O \rightarrow Al_2O_3$.

Витрата алюмовмісних відходів залежить від початкового вмісту сірки та маси шлаку. Оптимальна основність шлаку при введенні відходів — $CaO/SiO_2 \approx 2{,}5–3{,}0$. Комбінування з продувкою аргоном забезпечує рівномірний розподіл реагентів та підвищує ефективність десульфурації [7].

Зниження вмісту сірки допомагає підвищити пластичність на 8–10 % та ударну в’язкість на 15–20 %. Крім того, використання відходів не погіршує хімічний склад сталі та дозволяє економити витрати дорогих розкислюючих реагентів.

У подальших дослідженнях доцільно розширити спектр застосовуваних алюмовмісних відходів, а також дослідити їх взаємодію з іншими легувальними елементами в умовах промислового виробництва.

Висновки: Використання алюмовмісних відходів у позапічній обробці сталі дозволяє ефективно знижувати вміст сірки до наднизьких концентрацій. Застосування алюмовмісних відходів підвищує основність шлаку, активує взаємодію металу та шлаку і сприяє видаленню неметалевих включень не погіршуючи механічні властивості сталі. Технологія є економічно доцільною та екологічно безпечною, оскільки використовує промислові побічні продукти.

Список літератури

1. Рубан, В. О. Дослідження гідродинамічних процесів ковшової ванни при продувці через донні дуттьові пристрої / В. О. Рубан, О. М. Стоянов, В. І. Мусійко та ін. Теорія і практика металургії. – 2024. – №1. – С. 21–27. doi: https://doi.org/10.15802/tpm.1.2024.03

2. Нізяєв К. Г., Скрипник А. В., Стоянов О. М., Рубан В. О., Кириленко Я. А. До питання десульфурації сталі // Литво. Металургія. — 2024. — С. 437–439.

3. Журавльова С. В., Танчев О. А., Журавльова І. В., Батура Є. В. Тенденції та особливості позапічної обробки сталей зі зниженим вмістом сірки // Литво. Металургія. — 2025. — С. 397–399.

4. Park J. H., Kim H. S. Thermodynamics and kinetics of sulfur removal during secondary steelmaking // Metallurgical and Materials Transactions B. — 2022.

5. Zhang L., Thomas B. G. State of the art in steel cleanliness control // Metallurgical and Materials Transactions B. — 2020.

6. Визначення раціонального температурно-швидкісного режиму розливання легованих хромистих сталей / К. Г. Нізяєв О. М. Стоянов, Х. В. Малій, Є. В. Синегін, В. О. Рубан. Науковий Журнал Метінвест Політехніки. Серія: Технічні науки. – 2025. – № 4. – С. 211–217. doi: https://doi.org/10.32782/3041-2080/2025-4-28

7. Ruban V., Terekhov D., Stoianov O. Determining the heat and mass transfer patterns in the tundish of a continuous casting machine. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2025. Vol. 4, no. 1 (136). P. 6–14. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2025.336057

УДК 669.02

С.В. Журавльова, О.А. Танчев, І.В. Журавльова, М.М. Бойко

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ПОЗАПІЧНОЇ ОБРОБКИ НИЗЬКОСІРЧИСТИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ВИСОКОЇ ЯКОСТІ МЕТАЛУ

Сучасна металургія України функціонує в умовах воєнного стану, демонструючи адаптацію та поступове відновлення. Після різкого падіння виробництва у 2022 році, галузь переорієнтувалася на західну логістику та «морський коридор», збільшивши випуск сталі у 2024 році. У 2024 році виробництво сталі зросло на 21% (до ~7,5 млн т) порівняно з 2023 роком. А от 2025 рік став одним із найскладніших для сталевої індустрії. Попри зростання виробництва чавуну на 11,2% і металопрокату на 4,8%, виплавка сталі скоротилася на 2,2% порівняно з 2024 роком. За оцінками аналітиків GMK Center, галузь фактично досягла максимально можливого рівня виробництва в умовах війни [1].

Позапічна обробка є ключовим етапом сучасної технології виробництва сталі зі зниженим вмістом сірки. Використання синтетичних шлаків, інжекційних реагентів, продувки аргоном та вакуумної обробки дозволяє досягати низьких концентрацій сірки в металі [2–4]. Оптимізація цих процесів забезпечує підвищення якості сталі, покращення її механічних властивостей і розширення сфер застосування [5]. Досліджено багато способів позапічної обробки сталі, але до цього часу не достатньо

досліджені переваги і недоліки окремих технологій при виробництві сталі з наднизьким вмістом сірки, зокрема з вмістом, що не перевищує 0,005 % [6]. Існують деякі складнощі стосовно нестабільного початкового вмісту сірки в металі, що потрапляє у ківш-піч зі сталеплавильного агрегату. Через це, в процесі позапічної обробки проблематично отримувати гарантований низький вміст сірки менш ніж 0,005%.

Для реалізації поставленої мети було розроблено технологічний підхід до позапічної обробки сталі, який передбачає комплексну оптимізацію операцій десульфурації та рафінування металу. Технологічна схема включає випуск рідкої сталі зі сталеплавильного агрегату у сталерозливний ківш із одночасним введенням розкислюючих та легуючих добавок. На даному етапі здійснюється формування необхідного хімічного складу металу та створення передумов для подальшого ефективного рафінування сталі. Подальша обробка металу здійснюється на агрегаті ківш-піч, де проводиться інтенсивне перемішування розплаву шляхом продувки інертним газом. Для формування високоосновного десульфуруючого шлаку на поверхню металу вводять шлакоутворюючу суміш, що складається з вапна та плавикового шпату у співвідношенні 4:1. Такий склад шлакової суміші забезпечує оптимальні фізико-хімічні характеристики шлаку, зокрема підвищену основність, достатню текучість та високу сульфідну ємність. З метою додаткової інтенсифікації процесу десульфурації у метал вводять порошковий дріт із силікокальцієвим наповнювачем марки СК30. Кальцій, що входить до складу дроту, характеризується високою хімічною активністю по відношенню до сірки та кисню. Внаслідок взаємодії кальцію із сіркою утворюються стабільні сульфіди кальцію, які переходять у шлакову фазу або спливають на поверхню металу у вигляді неметалевих включень.

Витрата силікокальцієвого порошкового дроту визначається з урахуванням початкового вмісту сірки у металі, а також маси та складу шлакової фази у ковші. Оптимізація витрат реагенту дозволяє забезпечити ефективне протікання процесів рафінування та досягнення необхідного рівня десульфурації металу.

Висновки: Таким чином, запропонована технологія позапічної обробки забезпечує підвищення ступеня десульфурації сталі та створює умови для стабільного отримання металу з наднизьким вмістом сірки, що відповідає сучасним вимогам до виробництва високоякісних сталей для відповідальних конструкцій та виробів машинобудування.

Список літератури

1. Електронний ресурс – https://gmk.center/ua/posts/ukrainska-metalurgiya-novij-etap-rozvitku/.

2. Park J. H., Kim H. S. Thermodynamics and kinetics of sulfur removal during secondary steelmaking // Metallurgical and Materials Transactions B. — 2022. — Vol. 53. — P. 1472–1485.

3. Журавльова С.В., Стоянов О.М., Нізяєв К.Г., Малій Х.В., Синегін Є.В., Мамешин В.С. Технології позапічної десульфурації сталі: [Монографія.] - Дніпро: Середняк Т.К., 2024, - 150 с

4. Рубан, В. О. Дослідження гідродинамічних процесів ковшової ванни при продувці через донні дуттьові пристрої / В. О. Рубан, О. М. Стоянов, В. І. Мусійко та ін. Теорія і практика металургії. – 2024. – №1. – С. 21–27. doi: https://doi.org/10.15802/tpm.1.2024.03

5. Chen J., Li M. Comprehensive review of ladle refining techniques in modern steelmaking // Critical Reviews in Materials Science. — 2024. — Vol. 50.

6. Парусов Е. В., Сичков О. Б., Сагура Л. В., Чуйко І. М. Забезпечення наднизького вмісту сірки в процесі позапічної обробки сталі // Наукові праці ВНТУ. — 2017.

УДК 620.92:661.96:621.039.6

Л. В. Камкіна, А. П. Мішалкін, Я. В. Мяновська, Д. В. Автономов, К. О. Величко

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ЗАСТОСУВАННЯ ВОДНЮ ЯК НОСІЯ ЕНЕРГІЇ ТА АЛЬТЕРНАТИВНОГО ПАЛИВА. ТРИ КОЛЬОРИ ВОДНЮ

Важливе значення набуває водень для енергетичної, транспортної та енергоємної промислової галузі, як один з головних носіїв енергії, що сприяє глибокій декарбонізації виробництва. Однак вартість відомих методів виробництва водню обмежує масштабне впровадження відновлюваних джерел енергії. Глобальне споживання енергії обумовлено залежністю сучасного суспільства від енергії, і покращення якості життя підвищує споживання енергії. Дані Статистичного огляду Енергетичного інституту за 2024 рік показують, що викопне паливо (нафта, вугілля та природний газ) становить майже 86% світового енергопостачання [1], що свідчить про постійну високу залежність від обмежених ресурсів та має значний вплив на навколишнє середовище. Обмеженість запасів природних ресурсів та зростання впливу на клімат, приводить до того, що подальша залежність від традиційного

викопного палива не буде сталою. Перехід до чистіших джерел енергії стає обов'язковим та забезпечує довгострокову екологічну чистоту, енергетичну безпеку майбутніх поколінь і сталого майбутнього для прийдешніх поколінь.

Багато країн взяли на себе зобов'язання досягти високих рівнів застосування відновлюваної енергії, деякі виділяють значну частину національного ВВП на декарбонізацію. Прикладом є Німеччина, яка взяла на себе зобов'язання реалізувати амбітну кліматичну програму, спрямовану на скорочення викидів парникових газів на 65% до 2030 року та досягнення кліматичної нейтральності до 2045 року [2]. Однак тривалий час здійснення промислового виробництва на основі викопного палива створило глибоко вкорінену інфраструктуру, яка не зможе здійснити швидкий перехід у нинішньому десятилітті до застосування альтернативних видів енергії. Хоча розвинені країни можуть просуватися раніше завдяки політиці, регулюванню та технологіям, економіки, що розвиваються, стикаються з технологічними, логістичними і, насамперед, економічними обмеженнями, які заважають негайному масовому впровадженню альтернативних технологій. Необхідною стратегією переходу є модифікація існуючих систем із поступовою інтеграцією сталих енергетичних шляхів, що є найбільш реалістичним.

Застосування водню, як головного носія енергії, приводить до досягнення значного зниження викидів при використанні у різних схемах промислового виробництва. За масою водень має надзвичайно високу низьку калорійність приблизно 120 МДж $кг^{-1}$, що є вищим за еквівалентне значення для традиційних вуглеводневих палив [3]. Однак його низька густина навколишньої об'ємної енергії потребує стиснення, зрідження або хімічного перетворення для практичного зберігання та транспортування. Відповідно, ефективність водню як носія енергії залежить не лише від його внутрішніх властивостей, а й від методів виробництва, стратегій зберігання, наявних технологій та інтеграції у кінцевий продукт.

Способи виробництва водню класифікують як сірі, сині або зелені залежно від сировини та характером утворених викидів вуглецю. Сірий водень, який виробляється переважно за допомогою парової конверсії метану наразі переважає у світовому постачанні, забезпечуючи більшість із ~90 мільйонів тон водню, що виробляється щорічно [4, 5]. Незважаючи на технологічну зрілість і низьку вартість, сірий водень має високу вуглецеву інтенсивність завдяки прямим викидам CO_2. Синій водень дотримується схожих принципів, а саме шляхів реформування на основі викопного палива, але інтегрований із захопленням і зберіганням вуглецю (CCS), зазвичай охоплюючи 80–90% викидів процесу [5]. Хоча це суттєво знижує вуглецеву

інтенсивність, синій водень залишається залежним від ланцюгів постачання викопного палива і піддається залишковим викидам, витокам метану та обмеженням накопичення CO_2, що обмежує його роль перехідним рішенням, а не повністю декарбонізованим шляхом.

Зелений водень — це водень, отриманий шляхом електрохімічного розщеплення води, при цьому початкова електроенергія надходить із відновлюваних джерел, а водень і кисень — без прямих викидів CO_2. Електроліз потребує приблизно 9 літрів води на кілограм водню у стехіометричному співвідношенні, що збільшується до приблизно 20–30 літрів $кг^{-1}$ $Г_2$ з урахуванням очищення та термічної регуляції [4]. Хоча він порівнянний з іншими методами виробництва водню за споживанням води, у посушливих регіонах може знадобитися опріснення або додаткова обробка для отримання високочистої води. Серед доступних методів виробництва зелений водень — єдиний, який повністю відповідає довгостроковій меті досягнення нульових викидів прямі викиди від виробництва відновлюваної електроенергії підтримують декарбонізацію у важко-електрифікованих секторах, таких як високотемпературні, хімічні та далекі перевезення, а також забезпечують довгострокове зберігання енергії, що доповнює змінне виробництво вітрової та сонячної енергії. Однак масове впровадження все ще обмежене високими витратами на електроенергію та обмеженим коефіцієнтом використання потужностей електролізерів із нестабільними відновлюваними джерелами, високими капітальними витратами на електролізерні блоки та допоміжне обладнання, а також питаннями довговічності в динамічних циклах. Додаткові перешкоди включають необхідність інфраструктури для транспортування та зберігання водню, вимоги до чистоти води в багатьох електролізерних системах та обмеження ланцюга постачання щодо критичних матеріалів для деяких типів електролізаторів. Цінність водню як альтернативного палива полягає в його здатності забезпечувати міжгалузеве зберігання енергії, транспортування на великі відстані та декарбонізацію застосувань, які важко електрифікувати напряму.

У промисловості водень може слугувати безвуглецевим відновлювальним агентом і сировиною для виробництва сталі, синтезу аміаку, переробки та високотемпературного процесного нагрівання. В енергетичній системі водень забезпечує довгострокове та сезонне зберігання енергії, перетворюючи надлишкову відновлювану енергію, таку як сонячну енергію, що виробляється влітку, та доповнюючи змінну відновлювану енергію, поглинаючи надлишкову електроенергію і дозволяючи їй знову перетворюватися на електроенергію або паливо.

Хоча водень має значні переваги, масове впровадження водню стикається з низкою технічних та інфраструктурних викликів. Переривчастість відновлюваних джерел знижує коефіцієнти енергоспоживання електролізерів і прискорює цикли обладнання, впливаючи на ефективність і термін служби. Зберігання та транспортування водню обмежені низькою щільністю об'ємної енергії, крихкістю матеріалу та високими енергетичними вимогами, пов'язаними зі стисненням або зрідженням [6]. Термодинамічний аналіз показує, що ідеальна мінімальна енергія, необхідна для розріджування водню з навколишнього середовища (300 К, 1,01 бар), становить приблизно 3,3 кВт·год на кілограм рідкого водню, що збільшується до приблизно 3,9 кВт·год/кг при врахуванні більш реалістичних обмежень процесу [7]. Геологічні варіанти зберігання, такі як соляні печери, пропонують перспективні масштабні рішення, але географічно обмежені, тоді як альтернативні носії призводять до додаткових втрат від перетворення та ускладнюють роботу системи [8, 9].

Безперервний технологічний розвиток швидко вирішує ці проблеми. Досягнення в електролізерних технологіях, включно з лужними, PEM, аніонообмінними мембранами та системами SOEC, спрямовані на підвищення ефективності, зменшення залежності від критичних матеріалів і збільшення терміну служби. Стратегії на рівні системи, такі як гібридна відновлювана генерація, гнучкі режими роботи та короткострокове зберігання енергії, підвищують ефективність електролізерів із чергуючим джерелом живлення. Паралельний прогрес у модернізації трубопроводів, спеціалізованій водневій інфраструктурі та великомасштабному зберіганні продовжує підвищувати можливості розподілу та торгівлі воднем [8].

Для порівняння, сірий водень залишається економічно конкурентоспроможним, але екологічно нестійким, тоді як синій водень забезпечує часткове зниження викидів без повного усунення залежності від викопного палива. Зелений водень унікально поєднує нульові операційні викиди з широкою застосовністю в різних секторах, роблячи його центральним елементом майбутніх низьковуглецевих енергетичних систем.

Список літератури

1. Institute E. Statistical review of world energy // KEARNEY. Consulté le Auguest. – 2023. – Т. 1. – С. 2023.

2 Torkayesh A. E., Venghaus S. Germany's Power-to-X policy for climate-neutral transport //Energy. – 2024. – Т. 313. – С. 134020. DOI: 10.1016/j.energy.2024.134020.

3. U.S. Department of Energy. Hydrogen Program Plan 2024 [Internet], U.S. DOE, Washington, DC (2024).

https://www.hydrogen.energy.gov/docs/hydrogenprogramlibraries/pdfs/hydrogen-program-plan-2024.pdf.

4. International Energy Agency (IEA). Global hydrogen review. 2024. IEA, Paris (2024). https://www.iea.org/reports/global-hydrogen-review-2024.

5. International Energy Agency (IEA). The Future of Hydrogen: Seizing Today's Opportunities — Executive Summary, IEA (2019). https://iea.blob.core.windows.net/assets/8ab96d80-f2a5-4714-8eb5-7d3c157599a4/English-Future-Hydrogen-ES.pdf.

6. M.M.H. Bhuiyan, N. Subedi, Z. Siddique. Material compatibility in hydrogen infrastructure: Challenges, advances, and future prospects. Int. J. Hydrogen Energy, 190 (2025), p. 152138, 10.1016/j.ijhydene.2025.152138.

7. NIST Chemistry. WebBook. P.J. Linstrom, W.G. Mallard (Eds.), NIST Standard Reference Database 69, National Institute of Standards and Technology, Gaithersburg, MD (1992). https://webbook.nist.gov/chemistry.

8. D. Teichmann, W. Arlt, P. Wasserscheid. Liquid Organic Hydrogen Carriers as an efficient vector for the transport and storage of renewable energy. Int. J. Hydrogen Energy, 37 (2012), pp. 18118-18132, 10.1016/j.ijhydene.2012.08.066.

9. K. Manickam, P. Mistry, G. Walker, D. Grant, C.E. Buckley, T.D. Humphries, M. Paskevicius, T. Jensen, R. Albert, K. Peinecke, M. Felderhoff. Future perspectives of thermal energy storage with metal hydrides. Int. J. Hydrogen Energy, 44 (2019), pp. 7738-7745, 10.1016/j.ijhydene.2018.12.011

УДК 669.162

В. Г. Кисляков, Д. М. Тогобицька, О. Л. Руденко, В. П. Петруша, Ю. М. Ліхачов

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

РОЗВИТОК ЕКСПЕРТНОЇ ІНФОРМАЦІЙНОЇ СИСТЕМИ "ПОЗАПІЧНА ОБРОБКА ЧАВУНУ" ПОКАЗНИКАМИ КОМПЛЕКСНОЇ ОБРОБКИ ЧАВУНУ

У задачах вибору рафінуючих сумішей для комплексної обробки металу від домішок (сірки, кремнію та фосфору) перспективним є використання систем підтримки прийняття рішень, архітектура яких базується на взаємодії трьох основних компонентів: 1) бази даних технологічної та термодинамічної інформації, 2) .бази

моделей фізико-хімічних процесів, що протікають 3).модуля прийняття рішень щодо вибору оптимальних рафінуючих композицій.

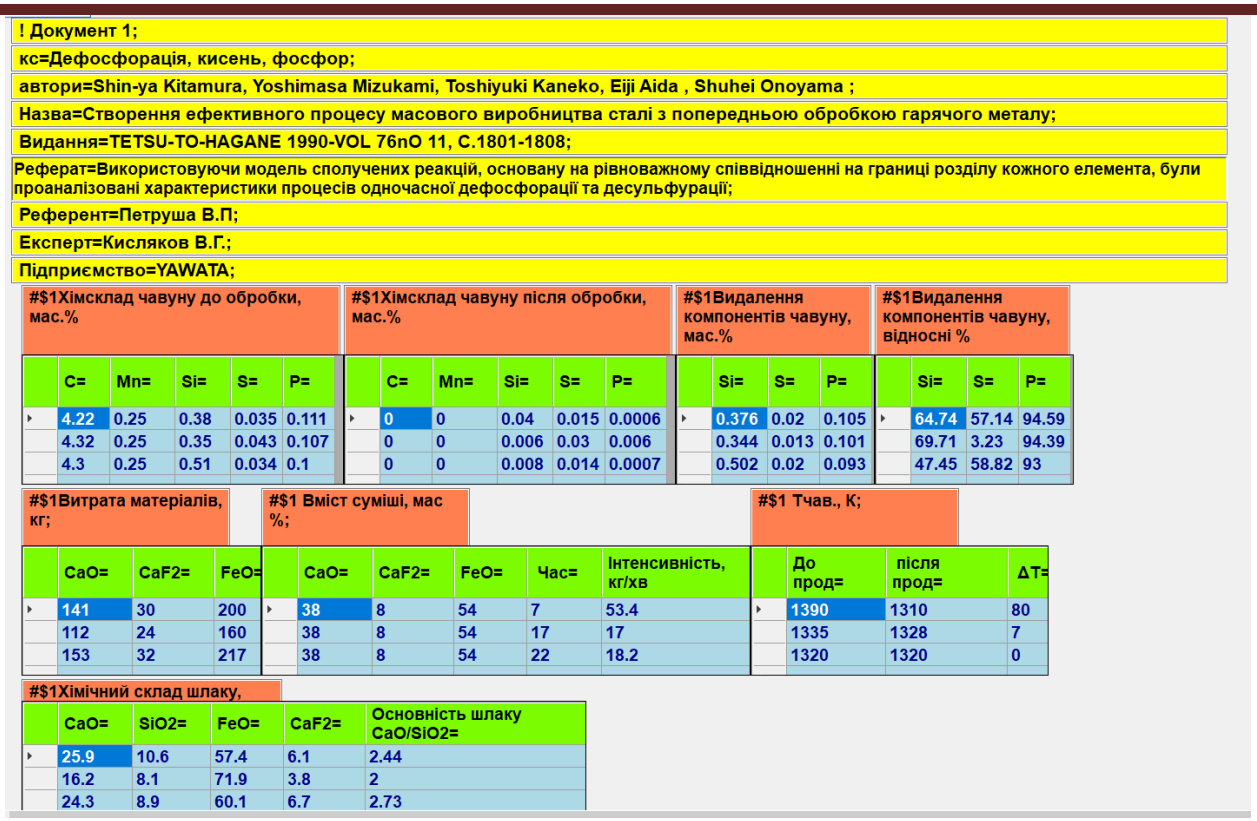
Ефективність функціонування такої системи значною мірою визначається повнотою та структурованістю інформації, що міститься у базі даних, оскільки саме вона забезпечує інформаційне забезпечення моделей та процедур оптимізації. Разом з тим аналіз існуючих інформаційних ресурсів показує, що наявні бази даних часто містять обмежену кількість експериментальних та технологічних відомостей, особливо щодо комплексної обробки металу від сірки, кремнію та фосфору різними рафінуючими сумішами.

У зв’язку з цим актуальним є розширення та систематизація бази даних за рахунок: 1) залучення результатів зарубіжних досліджень, 2) уніфікації опису складу металу і рафінуючих добавок, 3) інтеграції експериментальних і технологічних даних у інформаційно-пошукову систему.

Розвиток інформаційного забезпечення дозволяє підвищити ефективність використання існуючих моделей і створює передумови для обґрунтованого вибору рафінуючих сумішей при комплексній обробці металу.

Метою роботи є розвиток інформаційного забезпечення експертної системи позапічної обробки чавуну «ПОЧ» [1] шляхом розширення та систематизації бази даних показників комплексного рафінування чавуну від сірки, кремнію та фосфору на основі узагальнення експериментальних та технологічних даних, у тому числі результатів зарубіжних досліджень

Для змістовної інтерпретації складно-структурованої фактографічної інформації комплексного рафінування чавуну інтерфейс Експерта бази "ПОЧ" поповнено модулем кластерного представлення фізико-хімічної та технологічної складових за принципом "Вхід-Технологія-Вихід" у вигляді окремих таблиць. Документ бази даних складається з декількох полів, які об'єднуються в групи. Група 1 описує документально-фактографічну частину бази (Рис. 1).



! Документ 1;
кс=Дефосфорація, кисень, фосфор;
автори=Shin-ya Kitamura, Yoshimasa Mizukami, Toshiyuki Kaneko, Eiji Aida , Shuhei Onoyama ;
Назва=Створення ефективного процесу масового виробництва сталі з попередньою обробкою гарячого металу;
Видання=TETSU-TO-HAGANE 1990-VOL 76nO 11, C.1801-1808;
Реферат=Використовуючи модель сполучених реакцій, основану на рівноважному співвідношенні на границі розділу кожного елемента, були проаналізовані характеристики процесів одночасної дефосфорації та десульфурації;
Референт=Петруша В.П;
Експерт=Кисляков В.Г.;
Підприємство=YAWATA;

#$1Хімсклад чавуну до обробки, мас.%

C=	Mn=	Si=	S=	P=
4.22	0.25	0.38	0.035	0.111
4.32	0.25	0.35	0.043	0.107
4.3	0.25	0.51	0.034	0.1

#$1Хімсклад чавуну після обробки, мас.%

C=	Mn=	Si=	S=	P=
0	0	0.04	0.015	0.0006
0	0	0.006	0.03	0.006
0	0	0.008	0.014	0.0007

#$1Видалення компонентів чавуну, мас.%

Si=	S=	P=
0.376	0.02	0.105
0.344	0.013	0.101
0.502	0.02	0.093

#$1Видалення компонентів чавуну, відносні %

Si=	S=	P=
64.74	57.14	94.59
69.71	3.23	94.39
47.45	58.82	93

#$1Витрата матеріалів, кг;

CaO=	CaF2=	FeO=
141	30	200
112	24	160
153	32	217

#$1 Вміст суміші, мас %;

CaO=	CaF2=	FeO=	Час=	Інтенсивність, кг/хв
38	8	54	7	53.4
38	8	54	17	17
38	8	54	22	18.2

#$1 Тчав., К;

До прод=	після прод=	ΔT=
1390	1310	80
1335	1328	7
1320	1320	0

#$1Хімічний склад шлаку,

CaO=	SiO2=	FeO=	CaF2=	Основність шлаку CaO/SiO2=
25.9	10.6	57.4	6.1	2.44
16.2	8.1	71.9	3.8	2
24.3	8.9	60.1	6.7	2.73

Рисунок 1 – Документально-фактографічна частина бази (фрагмент підсистеми “ПОЧ”)

Висновок. Розвинуто інформаційне забезпечення експертної системи позапічної обробки чавуну «ПОЧ», архітектура якої базується на взаємодії бази даних, бази моделей та модуля прийняття рішень щодо вибору раціональної технології рафінування чавуну. Розширено базу даних системи показниками комплексної обробки чавуну, Систематизовано інформацію про параметри технологічних процесів комплексного рафінування чавуну та реалізовано її представлення у структурі інформаційно-пошукової системи за принципом «Вхід – Технологія – Вихід», що забезпечує можливість ефективного тематичного пошуку та подальшого використання даних у модельних підсистемах.

Список літератури

1. Тогобицька Д.М., Вергун О.С, Молчанов Л.С., Кисляков В.Г., Ліхачов Ю.М., Ходотова Н.Є. Підсистема «Позапічна обробка чавуну» у вирішенні завдань щодо вибору раціональної технології отримання якісної металопродукції за існуючих сировинних та технологічних умов. «Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії». 2019. Вип.33. С.3-32. DOI 10.52150/2522-9117-2019-33-105-115.

УДК 669.334.2:669.35.046.58:546.11

М. О. Колбін, В. С. Ігнатьєв, А. М. Головачев, Я. О. Ярошенко

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ЗАСТОСУВАННЯ ВОДНЮ ПРИ ВИРОБНИЦТВІ АНОДНОЇ МІДІ: ТЕРМОДИНАМІКА, КІНЕТИКА, ПЕРСПЕКТИВИ

Традиційно в металургії як відновники, переважно використовуються вуглецевмісні матеріали та гази, застосування яких супроводжується утворенням значних кількостей діоксиду вуглецю, що є одним із основних джерел парникового ефекту. У зв'язку з цим у сучасній металургії активно розвиваються технологічні напрями, спрямовані на зниження викидів парникових газів.

Використання водню, є одним із найбільш перспективних напрямів декарбонізації як складової сталого розвитку металургійного виробництва, оскільки продуктом його взаємодії з оксидами металів є водяна пара. Це дозволяє суттєво зменшити викиди парникових газів. Важливою перевагою є, також можливість виробництва водню з води шляхом електролізу з використанням низьковуглецевих джерел енергії, зокрема атомної та відновлюваної енергетики. Крім того, відновлення оксидів заліза воднем забезпечує одержання металу з пониженим вмістом вуглецю, сірки, кисню та інших домішок, що створює передумови для виробництва порошкових матеріалів та високоякісних лігатур та спеціальних сплавів.

Водень може бути використаний як відновник на стадії відновного рафінування чорнової міді при виробництві анодної міді. Вогневе рафінування міді є періодичним процесом, який здійснюють, як правило, в анодних печах при температурі близько 1200 °С. Процес включає послідовне виконання таких технологічних стадій:

- підготовка і завантаження печі;
- плавлення і розігрівання рідкої міді;
- окислювальне рафінування;
- скачування окислювального шлаку;
- відновне рафінуваннчя (природний газ, мазут, свіжозрубана деревин і тке іанше);
- виппуск і розливання анодної міді.

На стадії відновлювального рафінування водень взаємодіє з оксидом міді відповідно до реакції:

$$Cu_2O+H_2 \rightarrow 2Cu+H_2O, \quad (1)$$

що забезпечує зниження вмісту кисню в розплаві та одержання анодної міді необхідного хімічного складу.

Під час відновлювального рафінування розплав міді традиційно обробляють вуглеводневими відновниками, зокрема природним газом, мазутом, свіжозрубаною підготовленою деревиною та іншими матеріалами органічного походження. У процесі їх термічної деструкції, в умовах неповного згоряння, утворюються, переважно, водень, монооксид вуглецю, та, частково, піровуглець, які взаємодіють із розчиненим у розплаві оксидом міді, відновлюючи метал за реакціями 1 - 4:

$$Cu_2O+CO=2Cu+CO_2 \quad (2)$$

Для природного газу, основною складовою якого є метан, сумарний процес можна подати у вигляді:

$$4Cu_2O+CH_4=8Cu+CO_2+2H_2O \quad (3)$$

Крім того, за наявності твердого вуглецю можливе також протікання реакції

$$2Cu_2O+C=4Cu+CO_2 \quad (4)$$

Таким чином, при використанні традиційних вуглецевмісних відновників, розвиток реакцій відновлення міді з його оксиду супроводжується утворенням діоксиду вуглецю за реакціями (2 – 4), що обумовлює викиди парникових газів у процесі реалізації вогневого рафінування міді.

На відміну від традиційних вуглецевмісних відновників, при відновленні оксиду міді воднем за реакцією (1) єдиним газоподібним продуктом реакції є водяна пара. У зв’язку з цим використання водню як відновника, створює передумови для суттєвого зниження вуглецевого сліду при здійснені вогневого рафінування чорнової міді, що може розглядатись як один із найбільш перспективних напрямів підвищення екологічної чистоти виробництва анодної міді.

Результати термодинамічних розрахунків, виконаних у програмному комплексі HSC Chemistry для реакцій відновлення оксиду міді монооксидом вуглецю, воднем, природним газом та вуглецем, наведені у табл. 1 і 2.

Аналіз отриманих значень ΔH, ΔG та константи рівноваги K_p показує, що в інтервалі температур 1000 ÷ 1300 °C усі розглянуті реакції є термодинамічно можливими, для яких ΔG<0.

При цьому величини константи рівноваги для всіх реакцій свідчать про зміщення рівноваги у бік утворення металевої міді.

Таблиця 1 - Результати розрахунку ΔH, ΔG, K для реакційї (1 та 2)

$(Cu_2O) + CO_g = 2[Cu] + CO_{2(g)}$				$(Cu_2O) + H_{2g} = 2[Cu] + H_2O_{(g)}$		
T °C	delta H, kJ	deltaG, kJ	K	delta H, kJ	deltaG, kJ	K
1000	-115.584	-95,794	$8.522 \cdot 10^3$	83,338	-101,369	$1{,}443 \cdot 10^4$
1100	-89,132	-94,537	3.94910^3	-57,816	-103,045	$8{,}321 \cdot 10^4$
1200	-89,471	-94,920	$2.322 \cdot 10^3$	-59,011	-106,297	$5{,}880 \cdot 10^3$
1300	-156,050	-92,837	$1.210 \cdot 10^3$	-126,394	-107,027	$3{,}581 \cdot 10^3$

Для реакцій відновлення оксиду міді воднем (1) та монооксидом вуглецю (2) значення ΔG перебувають приблизно в межах – (93 ÷ 107) кДж, а константа рівноваги для них становить $10^3 \div 10^4$, що підтверджує високу термодинамічну ймовірність перебігу обох реакцій в напрямку отримання міді. При цьому реакція відновлення воднем характеризується більш від'ємними значеннями ΔG, особливо при температурах в інтервалі 1100 ÷ 1300 °C, що свідчить про її дещо вищу термодинамічну перевагу порівняно з відновленням міді монооксидом вуглецю.

Таблиця 2 - Результати розрахунку ΔH, ΔG, K для реакції (3 та 4)

$4(Cu_2O)+CH_4(g)=8[Cu]+2H_2O(g)+CO_2(g)$				2(Cu2O) + C = 4[Cu] + CO2(g)		
T, °C	delta H, kJ	deltaG, kJ	K	delta H, kJ	deltaG, kJ	K
1000	-139,903	-495,550	$2{,}153 \cdot 10^{20}$	-63,423	-243,628	$1{,}01 \cdot 10^{10}$
1100	--36,884	-524,566	$9{,}040 \cdot 10^{19}$	-11,632	-258,579	$6{,}87 \cdot 10^9$
1200	-41,232	-559,932	$7{,}171 \cdot 10^{19}$	-13,496	-276,499	$6{,}38 \cdot 10^9$
1300	-310,605	-585,231	$2{,}714 \cdot 10^{19}$	-147,844	-289,408	$4{,}076 \cdot 10^9$

Ще більш сприятливі, з термодинамічної точки зору, умови створюються для розвитку сумарної реакції взаємодії оксиду міді з природним газом (3) та реакції відновлення міді вуглецем (4). Для них характерним є значно більш від'ємні значення ΔG (до −585 кДж) та надзвичайно високі значення константи рівноваги ($10^9 \div 10^{20}$), що підтверджує практично повне зміщення рівноваги в напрямку утворення міді з отриманням значного ступеню відновлення міді. Разом з тим, використання монооксиду вуглецю, природного газу або вуглецю як відновників, супроводжується утворенням діоксиду вуглецю, тобто парникового ефекту.

На відміну від цього, відновлення оксиду міді воднем не супроводжується утворенням діоксиду вуглецю, тому водень є термодинамічно більш ефективним і одночасно екологічно більш доцільним відновником при реалізації відновлювального етапу вогневого рафінування чорнової міді, його використання створює передумови для зменшення викидів парникових газів.

Отже, практична реалізація термодинамічно обґрунтованого відновлення Cu_2O воднем потребує створення таких технологічних умов, за яких реальні кінетичні фактори не будуть суперечити прогнозованому напрямку та глибині розвитку реакцій. Для цього необхідно забезпечити достатню температуру, інтенсивне перемішування розплаву, розвинену поверхню контакту газ–метал, контрольований час взаємодії та підтримання раціонального співвідношення парціальних тисків p_{H_2O}/p_{H_2}. За таких умов, зовнішні кінетичні обмеження - дифузія, локальна неоднорідність газової фази, уповільнене видалення продуктів реакції - не будуть знижувати ефективність рафінування чорнової міді та дозволять отримати результати, передбачені термодинамічним прогнозом.

Водночас одним із головних стримувальних чинників широкого використання водню у процесах рафінування міді залишається його висока вартість. Тому поряд із удосконаленням фізико-хімічних параметрів процесу необхідним є вирішення проблеми здешевлення виробництва водню, насамперед за рахунок використання надлишкової електроенергії, вторинних енергоресурсів металургійних підприємств, високотемпературного електролізу та розвитку децентралізованих систем одержання «зеленого» водню. Саме поєднання термодинамічно та кінетично узгодженого процесу з економічно доступним воднем створює передумови для його промислового впровадження.

УДК 669.1:622

Є. І. Котляров[1], І. В. Шульга[2], Т. І. Салашенко[1]

[1]Науково-дослідний центр індустріальних проблем розвитку Національної Академії Наук, Харків

[2]Український державний науково-дослідний вуглехімічний інститут (ДП «УХІН»), Харків

ЕКОЛОГІЧНА ОЦІНКА ОТРИМАННЯ ЗАЛІЗА ЗА ВИКОРИСТАННЯ РІЗНИХ ВІДНОВНИКІВ В СУЧАСНИХ УМОВАХ УКРАЇНИ[1]

Декарбонізація чорної металургії шляхом переходу на безкоксовий спосіб отримання заліза є загальновідомим трендом. Для України актуальність переходу металургії на безкоксові технології пояснюється, окрім екологічних чинників, ще й тим, що внаслідок військової агресії росії в країні припинено видобуток вугілля коксівних марок, а масовий імпорт вугілля чи коксу обмежується ускладненою логістикою.

Основна ідея переходу на безкоксовий спосіб отримання заліза – заміна традиційного відновника заліза з оксидів – вуглецю іншим, більш екологічно чистим. Основні вимоги до такого відновника:

1) від повинен мати високу реакційну здатність (висока швидкість взаємодії відновника з оксидами заліза);

2) при його окисленні (спалюванні) повинне виділятися тепло, яке необхідне для реакцій відновлення заліза.

Таким вимогам відповідає водень, або синтез-газ (суміш водню і монооксиду вуглецю), використання яких при виробництві заліза прямого відновлення набуває дедалі більшого поширення в світі. Можливості отримання в промислових масштабах того чи іншого відновника визначає і напрям розвитку безкоксової металургії в окремій країні світу. Розглянемо можливості застосування різних відновників для отримання заліза прямого відновлення в сучасних умовах України.

Отримання заліза без утворення парникового газу можливо при використанні у якості відновника виключно водню. Основний промисловий спосіб отримання водню (електроліз води) потребує значної кількості електроенергії, тобто декарбонізація

[1] Тези підготовлено за рахунок бюджетних коштів, спрямованих на забезпечення проведення державними науковими установами наукових досліджень і науково-технічних (експериментальних) розробок за результатами державної атестації.

процесу отримання заліза можлива за умови, що при виробництві електроенергії не утворюються парникові гази (електроенергія з відновлюваних джерел енергії):

Застосування схеми «виробництво електроенергії з відновлюваних джерел енергії → електроліз води→ відновлення заліза з руди воднем» можливо в країнах з розвиненою електроенергетикою, що працює на альтернативних джерелах енергії. Наприклад, в Швеції, в якій 61% електроенергії виробляється з відновлюваних джерел енергії [1] компанія Stegra будує завод (м. Боден) потужністю 5 млн т зеленої сталі на рік, який передбачає використання саме «зеленого водню» і скорочення викидів парникових газів на 95 % [2].

На жаль, враховуючи сучасний стан електроенергетики нашої країни, такий напрям декарбонізації металургії заліза не може бути реалізований в середньостроковій перспективі.

Екологічна ефективність використання у якості відновника синтез-газу визначається виключно його складом (співвідношенням в газі молекул водню та монооксиду вуглецю – H_2 : CO). В табл. 1 наведено результати розрахунку утворення парникового газу при відновленні магнетиту різними відновниками.

Наведені в таблиці розрахунки базуються на стехіометричному визначенні утворення CO_2 та не враховують додаткові джерела викидів, зокрема вміст діоксиду вуглецю в синтез-газі, а також його утворення внаслідок розкладу флюсів і супутніх технологічних процесів. За таких обмежень отримані результати забезпечують коректне порівняння екологічної ефективності використання різних відновників у процесі прямого відновлення заліза.

Таблиця 1 – Утворення діоксиду вуглецю при використанні різних відновників

Хімічна реакція	Стехіометричне утворення CO_2 за реакцією, т/т заліза	Витрати відновника у якості палива для досягнення температур реакції, т/т заліза	Утворення CO_2 при спалюванні відновника, т/т заліза	Сумарні викиди CO_2, т/т заліза
Відновлення заліза вуглецем				
$Fe_3O_4 + 2C \rightarrow 3Fe + 2CO_2$	0,524	0,100	0,297	0,821
Відновлення заліза воднем				

$Fe_3O_4 + 4H_2 \rightarrow 3Fe + 4H_2O$	-	0,033	-	-
Відновлення заліза синтез-газом (співвідношення H2 : CO = 1 : 1)				
$Fe_3O_4 + 2H_2 + 2CO \rightarrow 3Fe + 2H_2O + 2CO_2$	0,524	0,450	1,539	2,063
Відновлення заліза синтез-газом (співвідношення H2 : CO = 4 : 1)				
$5Fe_3O_4 + 16H_2 + 4CO \rightarrow 15Fe + 16H_2O + 4CO_2$	0,210	0,120	0,342	0,552

Як свідчать наведені дані, використання в якості відновника синтез-газу, що містить багато монооксиду вуглецю (H_2 : CO = 1 : 1) призводить до утворювання діоксиду вуглецю в кількості навіть більшій, ніж при використанні відновника-вуглецю. Це пояснюється низькою теплотою згоряння монооксиду вуглецю, внаслідок чого значна частина синтез-газу використовується не як відновник, а як паливо для отримання необхідної температури. Але, при використанні синтез-газу, збагаченого воднем, викиди парникового газу суттєво зменшуються: висока теплота згоряння водню (142,8 МДж/м^3) у порівнянні з теплотою згоряння монооксиду вуглецю (10,1 МДж/м^3) призводить до того, що зменшується об'єм синтез-газу, необхідного для досягнення потрібної температури, і, відповідно збільшується об'єм, який використовується власне як відновник – рис. 1.

Отже, екологічна доцільність використання синтез-газу для процесу прямого відновлення заліза існує лише у випадку, коли у складі цього відновника превалює водень. Звідси випливає питання отримання синтез-газу відповідної якості.

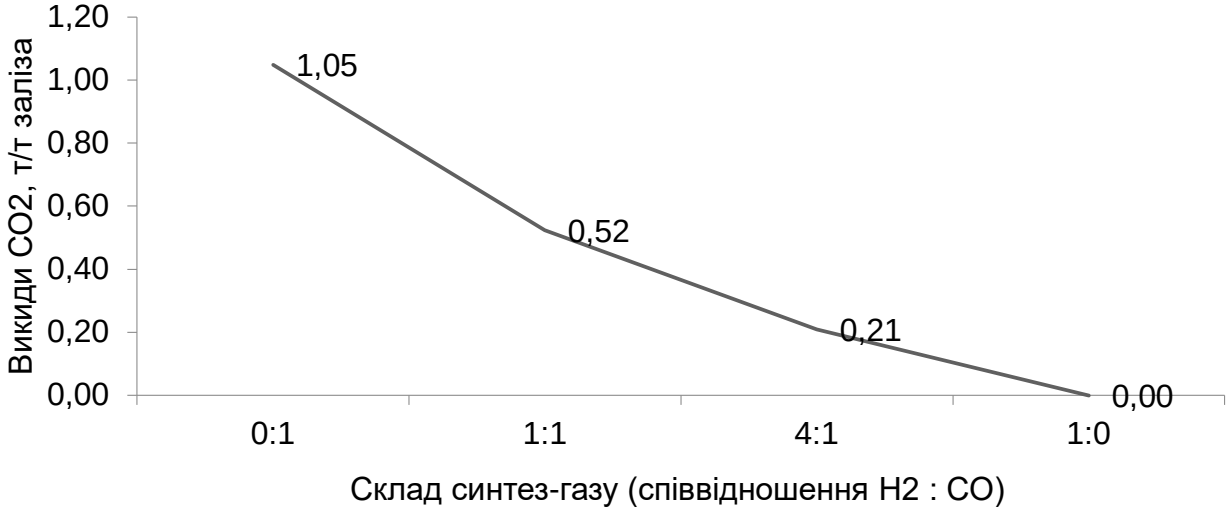


Рис.1 – Залежність викидів парникового газу від складу синтез-газу в процесі прямого відновлення заліза

Найбільш поширеним в світі способом отримання такого синтез-газу є парова конверсія метану, який є основним компонентом природного газу. При взаємодії метану з парами води за високих температур і тиску в присутності каталізатору така суміш розпадається з утворенням водню і діоксиду вуглецю:

$CH_4 + 2H_2O \rightarrow 4H_2 + CO_2$

Цей спосіб отримання водню для процесу прямого відновлення заліза набув поширення в країнах Близького Сходу та Африки, які мають багаті поклади природного газу з низькою собівартістю його видобутку: (Іран, Катар, Саудівська Аравія, Алжир, Лівія тощо) [3]. Але, цей спосіб не є придатним для умов України: вітчизняний видобуток природного газу здатен задовільнити лише потреби домогосподарств і теплоенергетики і, окрім цього, собівартість видобутку суттєво перебільшує рівень, який характерний для країн Близького Сходу та Африки.

Ще одна поширена технологія отримання синтез-газу для прямого відновлення заліза – газифікація вугілля. Лідером такої технології є Індія [4]. В умовах України такий спосіб виглядає привабливим, виходячи зі структури запасів вугілля, які на 2/3 складаються з малометаморфованого вугілля [5], що найбільш придатне для газифікації і видобуток якого здійснюється в Україні на даний час. Суттєвим недоліком технології газифікації вугілля є склад синтез-газу, що отримується. Існуючі технології газифікації вугілля дозволяють отримати синтез-газ, в якому співвідношення компонентів H_2 :CO складає 1 : 1÷1,5. Покращення складу синтез-газу можна досягти шляхом поєднання процесу газифікації з електролізом води, електроенергія для якого може бути отримана за рахунок використання скидного енергопотенціалу синтез-газу після реактора газифікації. Поєднання процесу газифікації вугілля з електролізом води з отриманням збагаченого воднем синтез-газу для подальшого виробництва синтетичних моторних палив захищено патентом України [6].

Список літератури

1. Шуба О. А., Дідорчук І. Л., Велігодський С. Д. Досвід функціонування «зеленої» економіки (на прикладі США, Швеції, Коста-Рики та України). Бізнес Інформ. 2024. № 11. С. 36–45. https://doi.org/10.32983/2222-4459-2024-11-36-45.

2. Офіційний сайт компанії Stegra. URL : https://stegra.com/the-boden-plant/.

3. Yang, L. Z., Feng, Z., Hu, H., Wei, G. S., Xue, B. T., Guo, Y. F., Jiang, T. A review on production and application of direct reduced iron in gas-based shaft furnace–

electric arc furnace route. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2025. Vol. 32, No. 3. P. 485–518. https://doi.org/10.1007/s42243-024-01377-1

4. 34. Rotary Kiln Manufacturers in India. *Classic Technomec*. URL: https://www.classictechnomec.com/rotary-kiln-manufacturers-in-india.php.

5. Дроздник И. Д., Старовойт А.Г., Гусак В. Г. Угли для коксования и пылеугольного топлива. Харьков: Контраст, 2011. 188 с.

6. Патент України № 156530. Шульга І.В., Кизим М.О., Хаустова В.Є., Котляров Є.І. Спосіб отримання синтетичних моторних палив з вугілля // Бюл. Промислова власність. 2024. № 9.

УДК 669.162

Г.Ю. Крячко, Є.М. Сігарьов, С.А. Холодний

Дніпровський державний технічний університет, Кам’янське

ВПЛИВ ІНТЕНСИВНОСТІ ДОМЕННОЇ ПЛАВКИ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ СТОВПА ШИХТИ

Метою роботи є дослідження впливу інтенсивності плавки на формування структури стовпа шихти і радіальний газорозподіл за перетином доменних печей.

В реальних умовах доменної плавки збільшення інтенсивності за рахунок форсування дуттям стає можливим при зниженні перепаду тисків в п’яти основних випадках:

1) при покращенні гранулометричного складу шихти та її металургійних властивостей;

2) при розкритті традиційних віддушин стовпа шихти периферії і центра зміною режиму завантаження;

3) при збільшенні числа і діаметра повітряних фурм;

4) при зміні параметрів дуття;

5) при підвищенні тиску газів в робочому просторі печі при наявності резерву повітродувних засобів.

Сформоване і змінне в часі сполучення матеріальних і параметричних факторів визначає структуру стовпа шихти і, зокрема, одну із характеристик цієї структури – радіальний газорозподіл. Від структури стовпа шихти і радіального газорозподілу, як результуючих чинників організації протитоку, залежать інтенсивність ходу печі і

головні показники доменного процесу. Вочевидь, що кожний напрям інтенсифікації процесу дуттям буде мати різні результативність та ефективність плавки зважаючи на різницю в умовах теплової і відновлювальної роботи газового потоку.

Для оцінки залежності структури стовпа шихти від інтенсивності плавки співставили результати досліджень структури стовпа шихти заморожених на ходу японських доменних печей №1 заводу Амагасакі [1] і №1 Хірохата [2].

На основі аналізу стану стовпа шихти заморожених на ходу доменних печей, що працювали з різним рівнем інтенсивності плавки, показано зміни в структурі стовпа, викликані інтенсифікацією процесу. Це зростання збільшує висоту надфурменної частини коксової насадки та її загальний об'єм. При цьому збільшується кількість коксових вікон у пластичній зоні і, відповідно, зростає газопроникність зони. Крім того, інтенсифікація зменшує або усуває окружну нерівномірність у формуванні зон когезії і коксової насадки.

Для вивчення зв'язку інтенсивності плавки з газорозподілом і газопроникністю стовпа шихти використали показники роботи ДП №8 Дніпровського меткомбінату (ДМК) об'ємом 1754 м^3, яка в 1979 р. працювала з номінальною підвищеною інтенсивністю, а в 1997 р. відповідно до надходження замовлень – зі зниженою.

Порівняння характерних періодів роботи печі об'ємом 1754 м^3 дозволило встановити, що перевищення рівня інтенсивності плавки з 0,650 до 1,009 т/м$^{3\cdot}$доб, тобто у півтора рази, викликало наступні зміни в радіальному газорозподілі: нерівномірність його за показником коефіцієнта варіації концентрацій CO_2 зросла в середньому з 21 до 30%, а ступінь підвантаження периферії за критерієм $CO_{2П}/CO_{2Ц}$ відповідно зменшилась з 0,89 до 0,65. При збільшенні витрати дуття понад 1,42 м^3/м$^{3\cdot}$хв на ДП №8 ДМК, у період роботи зі зниженою інтенсивністю плавки (друге півріччя 1997 р.), відмічено зниження верхнього перепаду тисків і розмаху коливань вмісту CO_2 між центром печі і гребенем (максимумом CO_2) на кривій газорозподілу. Подібну зміну газопроникності В.М. Паршаков та ін. (1979 р.) спостерігали під час досліджень на Нижньотагільському комбінаті ДП об'ємом 2700 м^3 і пояснили її збільшенням порозності шихти в сухій частині шахти при певному збільшенні кількості пічних газів.

Досліджений також газорозподіл по трьох інших печах різних підприємств. Встановлена відповідність змін результатам, отриманим на печі ДМК об'ємом 1754 м^3.

В результаті дослідження показано, що у випадку існування відносно незмінних сировинних умов інтенсифікація доменного процесу, за будь-яким індексом, відбувається за рахунок розкриття периферійно-осьових віддушин, розміри яких за

перетином визначають теплову і відновлювальну роботу газового потоку та ефективність доменної плавки в цілому.

Список літератури

1. Доклад о разборке содержимого доменной печи №1 завода Амагасаки / К. Нарита, Т. Сато, М. Маекава, С. Фукихара, Х. Канаяма, С. Сасахара // Тецу то Хагане. 1980. №13. С. 1975-1984.

2. Гуденау Г.-В., Сасабе М., Крайбих К. Исследования на охлажденных печах в Японии // Черные металлы. 1977. №6-7. С. 13-17.

УДК 669.112.227.33:669.14.018.295

В. А. Луценко, А. Ю. Борисенко, Т. М. Голубенко, О. В. Луценко

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

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ОБРОБКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ДРОТУ З ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Перлітні сталі, що містять від 0,80 до 0,95% вуглецю належать до групи нелегованих сталей, призначених для холодного волочіння. Дріт діаметром до 0,05 мм виготовляється з катанки діаметром 5,5 мм методом волочіння з проміжною обробкою й застосовується для армування рукавів високого тиску, шин, шлангів та канатів. Для отримання бажаної мікроструктури дроту використовується патентування або спеціальний режим охолодження на повітрі. При патентуванні дріт нагрівають до температури 850-1100°С, а потім швидко охолоджують у розплавленому свинці або сольовій ванні. Цей важливий етап сприяє утворенню мікроструктури тонкодисперсного перліту (сорбіт, троостит), що забезпечує оптимальне поєднання високої міцності та пластичності, необхідних для подальшої обробки та кінцевих характеристик.

Мікроструктура патентованого вуглецевого дроту визначає її здатність до подальшої холодної пластичної деформації волочінням, отримання високої міцності та пластичності. У структурі дроту не допускається формування мартенситу, а також значної кількості надлишкового фериту й бейніту, оскільки нерівномірна структура та тверді структурні складові призводять до утворення мікротріщин. Існуючі режими

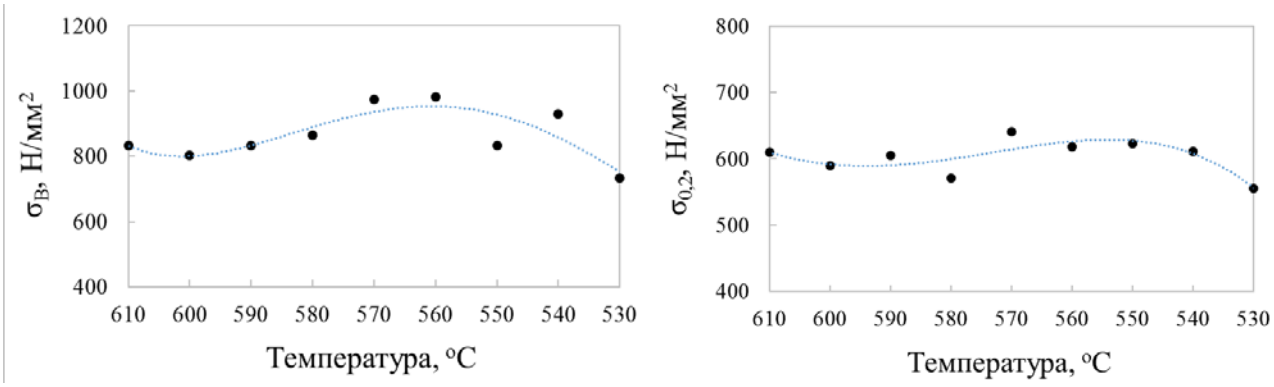
патентування часто призводять до формування поряд із сорбітом невеликої кількості бейніту. В залежності від режимів термічної обробки (патентування) можливе формування не лише різної кількості, а й різних типів морфології бейніту, які по-різному впливають на механічні властивості дроту.

Надійне та ефективне дотримання температурного режиму забезпечує не тільки необхідний комплекс властивостей готового продукту, але й мінімальні енерговитрати на операцію. У зв'язку з цим метою досліджень було встановлення закономірностей впливу температури обробки (патентування) на механічні властивості та структуру високовуглецевого дроту.

Дослідження виконані на дротяних зразках діаметром 1,8 мм зі сталі C80D2 (ISO 16120:2017): 0,80%C, 0,52% Mn, 0,18% Si, 0,03% Cr, 0,02% Ni, 0,04% Cu, 0,006%P, 0,009%S.

Патентування дроту здійснювали в лабораторних умовах за режимом: нагрівання до 930°C, витримка 5 хв, охолодження до температур патентування в розплаві свинцю від 610 до 530°C (крок 10°C) з ізотермічною витримкою 3 хв, охолодження на повітрі.

Аналізували значення наступних механічних характеристик: границя міцності $\sigma_в$, Н/мм^2, границя плинності $\sigma_{0,2}$, Н/мм^2; $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ – відношення границі плинності до границь міцності, %; δ – відносне подовження, %; E – модуль пружності, Н/мм^2; W_{max} – робота пластичної деформації при максимальному зусиллі, Н·мм. Розмір $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ характеризує пластичність сталі, її здатність деформуватися без руйнування, що необхідно для досягнення потрібної витяжки при волочінні дроту. Чим менше відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_в$, тим вища пластичність. Залежність зміни значень досліджуваних механічних характеристик від температури патентування наведена на рис. 1.



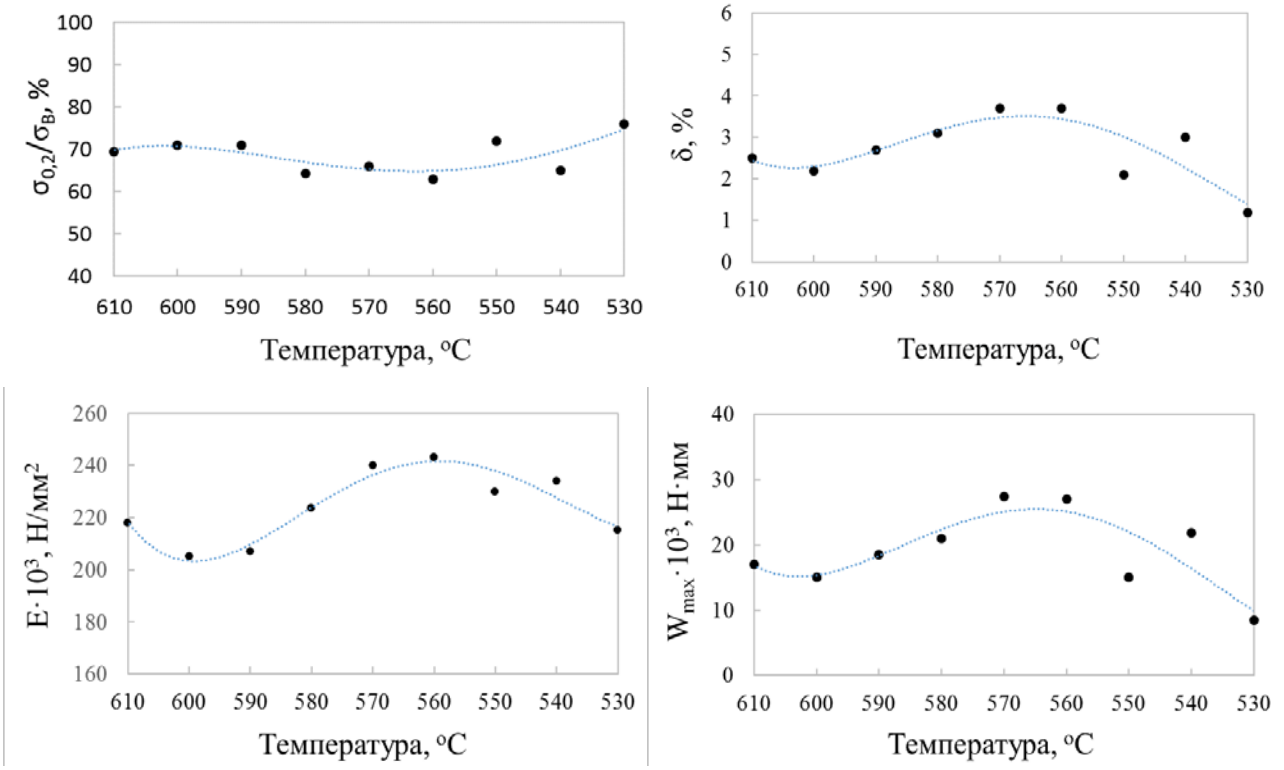


Рисунок 1 – Залежність механічних властивостей сталі C80D2 від температури патентування

Результати проведених досліджень показують, що, окрім зміни механічних властивостей від температури розпаду аустеніту (патентування), виявлено зміни кількості й морфології бейніту та взаємозв'язок механічних характеристик зі структурою.

Патентування при температурі 610-600°С призводить до формування відносно низького рівня значень характеристик міцності та пластичності. Структура, що утворюється при цих температурах, складається переважно з перліту різного ступеня дисперсності і з невеликої кількості (3–5%) бейнітних ділянок. Сформований при температурах 610–600°С верхній бейніт має вигляд приграничних ділянок невеликої протяжності з кристалографічно невпорядкованим розташуванням грубих цементитних частинок у фериті.

Від температури 590 до 560°С відбувається підвищення механічних властивостей. Зростає міцність та одночасно підвищується рівень пластичних характеристик. При температурах патентування 580-560°С спостерігаються мінімальні значення показника $\sigma_{0,2}/\sigma_в$, що свідчить про високу пластичність сталі. Підтвердженням цього є високі значення відносного подовження. Зростання механічних властивостей пов'язане зі зростанням дисперсності основної структури –

сорбіту, бейнітна ж складова все ще займає невелику площу (6-8%). Зустрічаються ділянки верхнього бейніту у вигляді спрямованих голчастих ферито-цементитних утворень, що мають також невелику довжину від границь вглиб зерен. Зазначене поєднання механічних властивостей та мікроструктури патентованої сталі говорить про можливість досягнення одночасно високого ступеня міцності, пластичності, деформаційного зміцнення, низького рівня напруження дроту під час і після волочіння та низького ступеня обривності.

Зі зниженням температури нижче 550°С зростає кількість голчастих бейнітних ділянок, збільшується їх довжина від границь углиб зерен, зростає дисперсність не тільки перлітної складової, а й ферито-цементитної суміші бейніту. Це забезпечує високу міцність і пластичність високовуглецевої сталі через збільшення ступеня дисперсності перлітної та бейнітної складової. Проте через зростання кількості бейніту до 10–15% структура стає неоднорідною. Неоднорідність структури, відносно висока частка бейніту та велика протяжність бейнітних ділянок призводять до нерівномірної деформації при волочінні, високому рівню напружень в тонкому дроті та, в результаті, підвищують обривність.

При температурі патентування 530°С і нижче кількість бейніту і його дисперсність значно зростає. Значення механічних характеристик є найнижчими, а високі значення $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ та неоднорідна перліто-бейнітна структура показують, що обробка сталі при температурі 530°С і нижче не є практичною.

Дослідження показує, що найбільш сприятливими температурами патентування високовуглецевого дроту із сталі С80D2 є інтервал 590–560°С. У вказаному інтервалі отримано найвищі показники міцності й пластичності, а мікроструктура сталі при цьому досить однорідна (більше 90% сорбіт, частка бейніту 6–8%).

УДК 621.7:666.76.001.8

В. В. Мазур

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

mazur0709@gmail.com

НАУКОВІ І ТЕХНОЛОГІЧНІ ЗАСАДИ РОЗВИТКУ СЕКТОРУ ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЇ В ПРОМИСЛОВОСТІ УКРАЇНИ

Одним з пріоритетних напрямів відновлення і розвитку потенціалу гірничо-металургійного комплексу, промисловості України в цілому у повоєнний період є розширення впровадження у виробництві заходів, спрямованих на енергозбереження. Зокрема шляхом застосування ефективних волокнистих вогнетривів. Ефект від використання прогресивних теплоізоляційних матеріалів, наприклад у ливарному виробництві, може перевищити можливості зменшення енергозатрат за рахунок вибору раціональних режимів плавки та лиття при виготовленні відповідальної продукції з чавуну, сталі, кольорових металів.

В Україні розроблено і реалізовано у промислових масштабах виробництво високотемпературної теплоізоляції із мулітокремнеземистих волокон, спроможної витримувати у постійному режимі експлуатації температуру до 1600 °С [1–4 та ін.]. Висока температура використання теплоізоляції із мулітокремнеземистого волокна забезпечується завдяки застосуванню у його складі діоксиду цирконію. Мулітокремнеземисте волокно отримують роздуванням (роздувом) розплаву шихти, основними складовими якої є AL_2O_3 і SiO_2, і використовують для виготовлення вогнетривких, з низькою теплопровідністю блоків, плит, паперу, картону, фетру, повсті, інших виробів. Використання таких матеріалів в якості футеровки термічних печей, різного металургійного обладнання забезпечує кардинальне зниження їх енергоємності, зменшення витрат на експлуатацію, розігрів та охолодження нагрівальних пристроїв, агрегатів, наприклад термічних печей [5–6].

До переваг вогнетривких матеріалів та виробів на основі мулітокремнеземистого волокна належить також різноманітність їхніх видів (вата, рулонний матеріал, повсть, плити, фетр, картон), що зумовлює зручність їхнього застосування в промисловості. Крім того, варіюючи хімічний склад (вміст алюмінію, хрому, цирконію), можна змінювати максимально можливу температуру експлуатації мулітокремнеземистих матеріалів та виробів із них.

Сучасний комплекс із виробництва вогнетривких теплоізоляційних мулітокремнеземистих матеріалів та виробів на їх основі експлуатується в ТОВ «Синтіз» (м. Синельникове Дніпропетровської області) [1–3]. Показово, що безпосередньо в ТОВ «Синтіз» блоками розмірами 300 х 300 х 70 мм із мулітокремнеземистого волокна футерували частину робочого простору прохідної тунельної печі завдовжки 120 м, призначеної для випалювання виробів при температурі 1000 °С. У результаті витрати енергоносіїв на обігрів печі скоротилася на 45 %.

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. «Мягкие» 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. С. 59–63.

4. Мазур В. В. Напрями розвитку технології формування шихти для виплавлення вогнетривкого мулітокремнеземистого матеріалу. Збірник наукових праць «Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії». 2024. Вип. 38. С. 753–759.

УДК 669.14-41:620.17

В. Л. Мазур[1], О. В. Ноговіцин[1], І. Ю. Приходько[2], В. І. Тимошенко[3]

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

[2]Інститут чорної металургії імені З.І. Некрасова НАН України, Дніпро

[3]Інститут технічної механіки НАН України і ДКА України, Дніпро

prof.vlm@ukr.net

РОЗВИТОК ФУНДАМЕНТАЛЬНИХ ПОЛОЖЕНЬ ТЕОРІЇ ПРОКАТКИ

Розвиток промисловості в цілому і металургії зокрема постійно ставлять перед наукою і виробництвом складні науково-технічні завдання стратегічного для Держави

масштабу. Зазначене повною мірою стосується процесів прокатки листової (штабової) сталі. Впродовж останніх п’ятдесяти років українські вчені, які спеціалізуються у металургійній галузі, розробили і реалізували в промислових умовах комплекс поглядів, уявлень, ідей, які сумарно, в єдиному комплексі створюють теорію і технологію виробництва тонколистового прокату [1–7 та ін.] та визначають їх наукові основи.

З позицій класичних підходів у сферах теорій пружності, пластичності, теплотехніки, матеріалознавства тощо розроблена теорія формування і трансформації напружено-деформованого стану рулонів гарячекатаних та холоднокатаних сталевих полос при їх змотуванні–розмотуванні у процесах прокатки, термічній обробці, дресируванні, транспортуванні, складуванні, виконанні інших виробничих операцій. Запропоновані математичні моделі, алгоритми і комп’ютерні програми, що їх реалізують [1–2 та ін.]. Встановлено вплив параметрів процесу гарячої і холодної прокатки та змотування полос в рулони, температурно-швидкісних режимів їх нагрівання та охолодження при відпалі деформованого металу у колпакових печах. Виявлені закономірності впливу міжвиткових зазорів у рулонах на їх напружено-деформований стан. Виявлені ефекти швидкості прокатки, температури, натягу полос, що прокатують, на їх структуру і властивості. Вперше розроблено теорію холодної прокатки полос зі зварними з’єднаннями [6].

Українські вчені у своїх наукових працях розвинули нові напрями і рішення щодо покращення якості листопрокатної продукції. Реалізовані у промисловості заходи щодо упередження дефектів на поверхні листового прокату [4, 5 та ін.]. На рівні винаходів у виконаних роботах запропоновані способи прокатки і змотки гарячекатаних і холоднокатаних полос в рулони, які виключають небезпеку утворення дефектів форми рулонів при виробництві тонколистової сталі у промислових умовах. Розроблено та реалізовано на практиці рекомендації щодо вибору раціональної технології виробництва рулонним способом гарячекатаних і холоднокатаних полос, жерсті [1–2].

З позицій класичних підходів у сфері механіки в’язкої рідини і обробки металів тиском розроблено теорію прокатки, яка враховує гідродинамічні ефекти мастила, мікрорельєф поверхні валків та металу, що деформується [3]. Запропоновані математичні моделі процесу прокатки в режимах рідинного і напіврідинного тертя. Розкрито можливості і розроблено рекомендації стосовно вибору раціональної технології процесів гарячої та холодної прокатки з мастилом тонколистової сталі,

жерсті, труб з чорних та кольорових металів, пропозиції щодо покращення якості мікрорельєфу поверхні металопродукції [3].

На нинішньому етапі розвитку металургії й, зокрема, листопрокатного виробництва актуальним завданням є впровадження у промислову практику нових ефективних наукових розробок, модернізація і подальша комп'ютеризація технологічних процесів у цій галузі. Зазначені вище аспекти посилення надійності листопрокатного виробництва, що викладені в тому числі у книзі [7], мають реальні перспективи для подальшого розвитку.

Список літератури

1. Мазур В.Л., Ноговицын А.В. Теория и технология тонколистовой прокатки (численный анализ и технические приложения). Днепропетровск: РВА «Дніпро-VAL», 2010. 500 с.; Mazur, V.L., Nogovitsyn, O.V. Theory and Technology of Sheet Rolling. Numerical Analysis and Applications. CRC Press. Taylor and Francis Group, 2019. 479 p.

2. Мазур В.Л., Тимошенко В.И., Приходько И.Ю. Теория и технология прокатки (напряженно-деформированное состояние рулонов стальных полос). Киев: Издательство «Феникс». 2021. 416 с.

3. Мазур В.Л., Тимошенко В.И. Теория и технология прокатки (гидродинамические эффекты смазки и микрорельеф поверхности). Киев, ИД «АДЕФ Украина». 2018. 560 с.

4. Мазур В.Л., Добронравов А.И., Чернов П.П. Предупреждение дефектов листового проката. Київ: Техніка. 1986. 141 с.

5. Мазур В. Л. Управление качеством тонколистового проката / В.Л. Мазур, А.М. Сафьян, И.Ю. Приходько, А.И. Яценко. Киев: Техника. 1997. 384 с.

6. Мазур В.Л. Прокатка металла со сварными соединениями / В.Л. Мазур, В.И. Мелешко, Д.П. Галкин, А.В. Ноговицын, В.В. Акишин, А.И. Добронравов. М.: Металлургия. 1985. 112 с.

7. Мазур В.Л. Надежность технологического процесса производства листового проката / В.Л. Мазур, С.А. Воробей, Д.Л. Романовский, А.А. Чмелев, А.К. Голубченко, А.Г. Свичинский. Киев: Техніка. 1992. 170 с.

УДК 669.162.63

І. О. Маначин[1,2], В. Г. Кисляков[1,2], М. О. Рибальченко[2], О. Л. Руденко[1], С. О. Почитаєв[1]

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

[2] Український державний університет науки та технології, Дніпро

РОЗРОБКА МОДЕЛЕЙ ПРОЦЕСУ ВЗАЄМОДІЇ МАГНІЮ ІЗ СІРКОЮ ЧАВУНУ ПРИ ПОЗАПІЧНОМУ КОВШОВОМУ РАФІНУВАННІ

Українська технологія процесу інжекційної десульфурації чавуну зернистим магнієм розроблена Інститутом чорної металургії та Інститутом титану спільно з рядом організацій та підприємств [1, 2, 4-6]. Побудовані та введені в експлуатацію експериментально-промислові та промислові установки і відділення десульфурації чавуну забезпечували в промислових умовах зниження вмісту сірки в чавуні в основі до 0,005-0,010 % [2, 4, 7, 8]. Пізніше цей процес отримав застосування і розвиток на цілому ряді підприємств Китаю, Фінляндії, України, Тайваню, де були побудовані та введені в експлуатацію понад 100 промислових комплексів десульфурації чавуну та видалення шлаку в обсязі модернізованих сталеплавильних виробництв.

Умови застосування позапічної десульфурації чавуну на цих підприємствах досить різноманітні: за масою чавуну в ковшах, за потрібними обсягами десульфурації, за початковим і необхідним кінцевим вмістом сірки, а також за потрібними та реалізованими циклами процесу десульфурації. Зазвичай вміст сірки в вихідному чавуні знаходиться в межах 0,03-0,06-0,07 %. Маса чавуну в ковшах становить від 40 до 350 т. Вміст сірки в чавуні після десульфурації зазвичай знаходиться в основному в межах 0,005-0,010 %, а частина чавуну виробляється з вмістом ≤0,002 %.

З метою підготовки до розробки системного підходу до вибору та оптимізації параметрів інжектування магнієвих реагентів для широкого спектру умов реалізації процесу позапічної десульфурації чавуну в ковшах різного типорозміру виконано комплекс розрахунків та отримано дані зміни фізичних та газодинамічних характеристик двофазних потоків ($Mg_{тв.}+N_2$). Виконаний комплекс розрахунків дає можливість у перспективі дослідити закономірності трансформації двофазних потоків у зоні закінчення на різній глибині, оцінити фазовий стан магнію та його парціальний тиск у газовій суміші, а також прогнозувати характер обмінних процесів в обсязі рідкої ванни.

На основі зазначеного створено розрахункові моделі оцінки залежності питомої витрати магнію від комплексу умов за розробленими моделями розрахункових значень

питомої витрати магнію від вихідного вмісту сірки. Отримано розрахункові емпіричні моделі для прогнозування питомих витрат магнію для отримання чавуну з кінцевим вмістом сірки 0.015, 0,010, 0,005 та 0,002% для масивів ковшів ємністю ≤75 т, 80 – 130 т і ≥140 т чавуну;

$$q_{Mg} = 0,36 + 8,5*(S_{поч} - 0,02)-((\ln(S_{кін})- \ln(0,015))/11,5) – ковші з масою чавуну менше 75 т (1)$$

$$q_{Mg} = 0,206+7,5(S_{поч}-0,02)+(\ln(0,02)-\ln(S_{кін}))/10,5 – ковші з масою чавуну 80-130 т (2)$$

$$q_{Mg} = 0,200+7,0(S_{поч}-0,02)+(\ln(0,02)-\ln(S_{кін}))/9,1 – ковші з масою чавуну більше 140 т (3)$$

Ступінь гарантій забезпечення заданого кінцевого вмісту сірки не менше 95 %.

Список літератури

1. Voronova, N. A. (1982). Lesulfuratsyia chuhuna mahnyem. Metallurhyzdat.

2. Shevchenko, A. F., Manachyn, Y. A., Verhun, A. S. et al. (2017). Vnepechnaia desulfuratsyia chuhuna v kovshakh. Tekhnolohyia, yssledovanyia, analyz, sovershenstvovanye. Dnepro-VAL

3. Smyrnov, A. N., & Zborshchyk, A. M. Vnepechnaia obrabotka chuhuna y staly. DonNTU

4. Kudryn, V. A. (1992). Vnepechnaia obrabotka chuhuna y staly. Metallurhyzdat

5. Shevchenko, A. F., Bolshakov, V. Y., & Bashmakov, A. M. (2011). Tekhnolohyia y oborudovanye desulfuratsyy chuhuna mahnyem v bolshehruznыkh kovshakh. Naukova dumka

6. Shevchenko, A. F., Bashmakov, A. M., Vergun, A. S., Manachin, I. A., Kislyakov, V. G., Trotsenko, É. A., Yie, Liu Dong, Rui, Yang Jia. (2019). Modern High-Performance Complexes of Extra-Deep Desulphurization of Cast iron by MonoInjection of Magnesium. Metallurgist, 62, 965–973

7. Otsenka y promyshlennaia proverka pokazatelei protsessa kovshevoi desulfuratsyy chuhuna razlychnыmy reahentamy.(2022). Vesnyk KHYU, 12-28

8. Shevchenko, A. F., Manachyn, Y. A., & Shevchenko, A. M. (2015). Tekhnolohyy vnepechnoi desulfuratsyy chuhuna. Chernye metally, (3),18-23

УДК 669.02

А.Ф. Марко, С.В. Журавльова, Є.В. Батура, В.С. Мамешин

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ОТРИМАННЯ ТА ПІДГОТОВКА БІОМАТЕРІАЛІВ ЯК АЛЬТЕРНАТИВНИХ НАВУГЛЕЦЬОВУВАЧІВ СТАЛІ

Металургійна промисловість є однією з основних галузей важкої промисловості та відіграє важливу роль у розвитку економіки багатьох країн, зокрема України. Водночас виробництво сталі супроводжується значними енергетичними витратами та великими обсягами викидів парникових газів. У зв’язку з цим сучасні металургійні підприємства шукають нові шляхи підвищення ефективності та екологічності виробництва. Одним із перспективних напрямів модернізації сталеплавильного виробництва є використання біоматеріалів.

Біоматеріали — це матеріали, отримані з біологічної сировини або продуктів її переробки. Вони можуть використовуватися у різних галузях промисловості, включаючи енергетику, хімічну промисловість та металургію. До основних джерел біоматеріалів належать: деревина; сільськогосподарські відходи; органічні промислові відходи; енергетичні культури.

Біомаса також може використовуватися як альтернативне джерело енергії у металургійних агрегатах. До біомаси належать деревні відходи, солома, лушпиння зернових культур та інші органічні матеріали. У деяких випадках біомаса або продукти її переробки застосовуються для нагрівання металургійних печей, виробництва технологічного газу, отримання теплової енергії для допоміжних процесів. Це дозволяє зменшити споживання природного газу та інших традиційних видів палива.

Сучасний рівень забезпечення виплавки та позапічної обробки сталі якісними шихтовими матеріалами вказує на потребу поступового вдосконалення металургійних технологій. У конвертерному виробництві сталі завдяки використанню різних, зокрема альтернативних, джерел енергії з’являється можливість гнучко змінювати склад металевої шихти. Це дозволяє регулювати співвідношення чавуну, металобрухту, окатишів та інших залізовмісних матеріалів, а також частково замінювати традиційні вуглецевмісні компоненти альтернативними біоматеріалами.

У роботі розглянуто етапи підготовки біоматеріалів для використання, як навуглецьовувачів сталі, оскільки природні властивості біоматеріалів не завжди відповідають технологічним вимогам сталеплавильного виробництва.

На початковому етапі здійснюється збирання та сортування біоматеріалів. Сировину очищують від сторонніх домішок, таких як ґрунт, каміння або інші неорганічні частки. Після цього біоматеріали піддаються подрібненню, що дозволяє отримати більш однорідну структуру та забезпечити рівномірність подальшої термічної обробки. Оскільки рослинні матеріали мають значний вміст вологи, важливим етапом підготовки є їх сушіння. Надлишкова вологість негативно впливає на процеси термічної переробки та може знижувати ефективність використання біоматеріалів у металургії. Сушіння проводиться у спеціальних сушильних установках для досягнення оптимального рівня вологості. Наступним етапом є термічна переробка біоматеріалів, найчастіше у вигляді піролізу або карбонізації. У процесі нагрівання без доступу кисню органічна сировина перетворюється на біовугілля — матеріал із високим вмістом вуглецю та покращеними фізико-хімічними властивостями. Така обробка дозволяє підвищити теплотворну здатність матеріалу та зменшити кількість летких речовин. Для зручності транспортування та використання у металургійних агрегатах отриманий матеріал може піддаватися брикетуванню або гранулюванню. Утворення брикетів забезпечує стабільність форми, зменшує втрати матеріалу та полегшує його подачу до сталеплавильних печей. Обов’язковим етапом перед використанням біоматеріалів є проходження контролю якості. Визначаються такі показники, як вміст вуглецю, зольність, вологість, щільність та механічна міцність. Ці параметри мають відповідати вимогам металургійного виробництва, оскільки вони безпосередньо впливають на ефективність процесу навуглецьовування сталі.

Висновки: Біоматеріали здатні стати важливим чинником у процесі декарбонізації чорної металургії. Підготовка біоматеріалів для використання як навуглецьовувачів сталі включає комплекс технологічних операцій: очищення, подрібнення, сушіння, термічну обробку, брикетування та контроль якості. Така підготовка дозволяє отримати матеріал із високим вмістом вуглецю та стабільними властивостями, придатний для застосування у сталеплавильному виробництві. Використання підготовлених біоматеріалів сприяє підвищенню енергоефективності металургійних процесів та зменшенню негативного впливу на навколишнє середовище.

Список літератури

1. Ibitoye S. E., Loha C., Mahamood R. M. An overview of biochar production techniques and application in iron and steel industries // Bioresources and Bioprocessing. — 2024. — Vol. 11. — Article 65.

2. 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.

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. Gupta R., Yang X. Utilization of bio-char in metallurgical processes // Metallurgical and Materials Transactions B. — 2015. — Vol. 46. — P. 123–132.

5. Suopajärvi H., Pongrácz E., Fabritius T. The potential of using biomass-based reducing agents in the blast furnace // Journal of Cleaner Production. — 2013. — Vol. 29–30. — P. 1–7.

6. Yefimenko V., Boyko M., Zhuravlova S. Determining the impact of different types of biofuels on the quality of iron ore pellets // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. — 2024. — Vol. 3.

УДК 669.184.244.66:669.187.2:536.421

А. П. Мішалкін[1] В. Ю.Камкін[1]

1 – Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ФІЗИКО-ХІМІЧНІ, ТЕХНОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ ПІНОУТВОРЕННЯ В УМОВАХ BOF І EAF

У сучасних умовах розвитку світової металургії домінуючими технологічними маршрутами залишаються як інтегрований цикл BF–BOF, так і електросталеплавильний напрям EAF. Вони, фактично, формують конкурентне поле виробництва сталі за критеріями енергоємності, собівартості, доступності сировини та вуглецевого сліду.

Спінювання шлакової фази є невід’ємною складовою, характерною ознакою сучасних сталеплавильних процесів у кисневому конвертері (BOF) та електродуговій печі (EAF), оскільки цей процес визначає умови тепло- та масообміну, ефективність рафінування металевої ванни та рівень втрат ресурсів сировини та енергії.

У киснево-конвертерному процесі піноутворення має переважно внутрішньо зумовлений, нестаціонарний та екстремально динамічний характер, оскільки

визначається інтенсивністю генерації CO внаслідок окислення вуглецю, безперервною зміною активностей компонентів системи «метал–шлак» та швидкою еволюцією температури, в'язкості й окислювального потенціалу шлаку [1].

У ДСП спінювання шлаку може бути примусово переведене у відносно стабільний і керований режим, завдяки зовнішньому регулюванню енергетичних і матеріальних факторів: параметрів електричної дуги, інжекції вуглецю та кисню під рівень шлаку, а також коригування хімічного складу шлаку (CaO, FeO, SiO_2, MgO, Al_2O_3), питомої витрати флюсів та температури металевої й шлакової фаз [2]. Разом із позитивним впливом (екранування дуги, інтенсифікація рафінування, зниження теплових втрат) спінювання здатне переходити в неконтрольовану форму – «слопінг», що супроводжується викидом шлако-металевої маси, порушенням теплового та газодинамічного режиму й зниженням технологічної стабільності агрегату. Механізм його виникнення визначається поєднанням фізико-хімічних факторів: в'язкості та поверхневого натягу шлаку, температурного інтервалу, співвідношення питомих витрат в дутті O_2/C, глибини занурення струменів в металеву ванну по відношенню до межі шлак-метал, а також вихідного вмісту кремнію в чавуні.

Для розуміння умов виникнення та механізмів реалізації спінювання та, в подальшому, визначення впливу факторів зовнішнього дії, параметри яких спроможні керувати життєвим циклом спіненого шлаку (умовами виникнення → динамікою розвитку → часом існування стійкої піни → ефектами/наслідками їх реалізації), важливим є усвідомлення природи газоутворення, що є джерелом виникнення в умовах окислювального рафінування газошлакової емульсії.

Функціональне призначення, утвореної під час кисневої продувки залізовуглецевого розплаву стійкої піни, яка, маючи фізико-хімічну основу, певний час залишається в конвертері, проявляється в реалізації потенціалу її корисних властивостей, керованих зовні в напрямку покращення тепло - та масообміну, як додаткового середовища реалізації фізико-хімічних процесів, захисту елементів металевого розплаву від вторинного окислювання, стабілізує стабілізації теплового балансу плавки. До наслідків негативного впливу на поточний стан і результати процесу, доцільно віднести можливість додаткової втрати металу, через надмірне спінювання шлакової фази (slopping), що стає причиною викидів та виплесків [3].

«Slopping» є небажаним, аварійним наслідком надмірного спінювання шлакової фази, причиною якого є некерованість взаємодії продуктів продування ванни киснем (бульбашки CO) з фізичними властивостями шлакової фази. Якщо «slopping» є проявом неконтрольованого спінювання шлаку, що призводить до його виносу з

конвертера та додаткових втрат металу у вигляді захоплених крапель і корольків, важливою проблемою металургів стає пошук факторів, вплив яких забезпечить керованість утворенням шлакової піни.

Шляхом узагальнення результатів дослідження кінетики основних реакцій окислення домішок, масо- і теплообміну в системі «метал–шлак–газ», а також закономірностей формування шлаково-металевої емульсії та її впливу на особливості рафінування сталі [4], визначено, що вірогідний механізм слопінгу - реалізується, коли одночасно виконуються наступні умови:

1. Висока швидкість утворення CO - інтенсивне окиснення вуглецю в умовах BOF - процесу відповідає наступним умовам: температура ванни ≥1400°C; діапазон вмісту вуглецю в металевому розплаві - [C] ≈ 2,1 ÷ 0,8%; вміст FeO в шлаковій фазі ≥ 7-10%.

2. Шлакова фаза має високу піностійкість, чому відповідають: певний інтервал значень в’язкості та температури її плавлення, наявність в ній поверхнево-активних компонентів, дрібних неметалевих включень з мінімумом крапель металевої фази.

3. Достатня для спінювання маса шлаку, що, в основному, залежить від маси флюсів ($CaO + CaF_2$), яка, в свою чергу, визначається вмістом в чавуні кремнію.

4. Інтенсивне перемішування конвертерної ванни за рахунок кінетичної енергії O_2 - струменю (≈10%) та енергії спливаючих бульбашок CO (≈90%).

Таким чином, спінювання шлаку доцільно визнати як утворення піни (метало шлакової емульсії з бульбашками CO), яка залишаючись в конвертері певний час стійкою, покращує або негативно впливає на умови рафінування, впливаючи на кінцеві результати плавки.

Реакція окислення вуглецю, яка реалізується на межі розділу «метал-шлак», є джерелом формування «власного» спінювання завдяки CO, що утворюється практично, у шлаковій фазі. Її внесок можна вважати максимальним, оскільки CO виділяється безпосередньо в зоні, де газ відразу диспергується в шлаковій фазі, збільшуючи її кратність [5]. Навпаки, окислення вуглецю в об’ємі ванни, особливо в період інтенсивного окислення вуглецю, призводить до локальних проривів шару шлакової фази, оголення поверхні металевої ванни, сплесків, викидів та винесення емульсії через горловину конвертера, що призводить до зниження стійкості піни та є ознаками гідродинамічної дестабілізації конвертерної ванни

Експериментальним шляхом встановлено зв'язок стабільності утворення стійкої піни з глибиною занурення струменю газу – носію вуглецю (O_2 та/або Ar): $h_{Me,(O_2+Ar+C)} \sim 1{,}5h_ш$. Виконання умови забезпечує стабільність потоку бульбашок CO, розмір яких

при входженні в шлакову фазу створює стійкість та стабільність спінювання шлаку, що сприяє: енергозбереженню, більш повному використанню рафінуючої здатності шлакової фази, захисту елементів металевої ванни від вторинного окислювання, та сприяючи евакуації водню та азоту металу.

Таблиця 1 - Порівняння впливу піни на процеси в умовах BOF та ДСП

№	Аспект	BOF (конвертер)	ДСП (дугова піч)
1	Джерело газу	CO – продукт окислювання вуглецю	$CO/Ar/N_2$ від інжекції під шлак вуглецю
2	Характер піни	динамічна, циклічно-екстремальна	Стабільна через керування зовні
3	Вплив на тепловий стан	Максимальний у середині продувки	стабільний протягом плавки
4	Технологічні ризики	«Слопінг» та викиди газо-шлакометалевої емульсії	механічні втрати, зменшуються при керуванні піноутворенням
5	Роль шлаку	рафінування + масообмін	екран дуги + енергоефект

Отримані результати дозволили визначити: причинно-наслідковий зв’язок між кінетикою газоутворення, еволюцією фазового складу шлаку та його структурно-реологічними характеристиками; баланс між корисними та негативними ефектами піноутворення для умов окислювального рафінування в BOF та EAF. Узагальнено особливості механізму піноутворення в умовах виплавки сталі в двох сучасних агрегатах. У BOF – процесі піноутворення - наслідок реакцій окиснення вуглецю, має динамічний характер і може переходити у небезпечний «слопінг». В умовах ДСП піна формується керовано, що дозволяє інтегрувати її у режим плавки для підвищення енергоефективності та стабільності процесу. Показано, що вплив спінювання на технологічні показники залежить не лише від складу і температури шлаку, а й від режиму дуття та глибини утворення бульбашок газу відносно шлакової фази. Керування піноутворенням у ДСП сприяє зниженню втрат металу зі шлаком і підвищенню якості сталі, тоді як у BOF піна може бути як корисною (масообмін), так і шкідливою («слопінг»).

Список літератури

1 Jason Heenatimulla, Geoffrey A. Brooks, Michelle Dunn et el. Acoustic Analysis of Slag Foaming in the BOF. Metals. 2022, Vol. 12, is. 7, 1142; https://doi.org/10.3390/met12071142. https://www.mdpi.com/2075-4701/12/7/1142?utm_source=chatgpt.com.

2. Slag's Role in EAF: A Scientific Look at Maximizing Yield and Minimizing Cost. Blog Rabatec. 2021. https://rabatec.ca/slags-role-in-eaf-a-scientific-look-at-maximizing-yield-and-minimizing-cost/.

3. The viability of oxygen gas blowing as a foaming slag suppression system for slopping prevention in BOF-processes. KTH Royal Inst of Technology School of Industrial Engineering and management. Stockholm, Sweden 2016. P.17. https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2%3A1065180/FULLTEXT01.pdf?utm_source=chatgpt.com.

4. S. Ghosh, Nb Ballal, V. Nurni. BOF process dynamics. Mineral Processing and Extractive Metallurgy, 2018. Vol. 128, is. 1, pp.1-17. DOI:10.1080/25726641.2018.1544331. https://www.researchgate.net/publication/329243275_BOF_process_dynamics.

5. Brahma Deo, Aart Overbosch, Bert Snoeijer. Control of Slag Formation, Foaming, Slopping, and Chaos in BOF. Trans. Indian. Inst. Met. 2013, Vol. 66, is. (5-6). DOI:10.1007/s12666-013-0306-2. file:///C:/Users/anato/Downloads/iimpaperrecent.pdf.

УДК 669.162.263:669.184.244:536.7:541.123

А.П. Мішалкін[1], Л.В. Камкіна[1]

[1]Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ВПЛИВ КРЕМНІЄВОГО ПОТЕНЦІАЛУ ЧАВУНУ НА ЕНЕРГЕТИЧНИЙ СТАН ТА ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ДОМЕННОГО ТА КИСНЕВО-КОНВЕРТЕРНОГО ПРОЦЕСІВ

Кремній є одним із найбільш інформативних показників енергетичного та відновлювального стану доменного процесу. Його вміст у переробному чавуні формується внаслідок відновлення SiO_2 шлаку вуглецем та залізом металевої фази в зоні високих температур горна і фурмених осередків доменної печі. Інтенсифікація відновлення кремнію відбувається в умовах підвищення температури горна, збільшення тривалості перебування металу в контакті зі шлаком, зростання

відновлювальної здатності газової фази та зниження окиснювального потенціалу шлаку [1].

У сучасних умовах доменної плавки, особливо при використанні пиловугільного палива, природного газу та рудовуглецевих композитів, вміст кремнію у переробному чавуні доцільно розглядати як інтегральний критерій енергетичного стану печі. Стабільний доменний процес, згідно з [2], забезпечує отримання чавуну, який містить 0,30–0,60 % кремнію, що забезпечує достатній тепловий резерв, прийнятний ступінь десульфурації та обмежує перевитрату коксу.

Разом з тим вимоги киснево-конвертерного процесу обумовлюють необхідність подальшого зниження вмісту кремнію. За даними [3] для ефективної дефосфорації на початковому етапі окислювального рафінування вміст кремнію має бути знижений до ≤ 0,15 %. Для виплавки низьковуглецевих і, особливо, ультранизьковуглецевих сталей рекомендують використовувати чавун з вмістом кремнію 0,05 - 0,10 %.

За недостатнього вмісту кремнію (<0,20–0,25 %) внесок теплоти від екзотермічної реакції окислювання кремнію суттєво зменшується і може виникнути, потреба у зниженні частки металобрухту або додатковому введенні теплоносіїв зовні. Водночас підвищений вміст кремнію (> 0,70–0,80 %) приводить до надмірного утворення (SiO_2), необхідності збільшення витрат вапна та часу на формування активного шлаку.

Найбільш суттєво кремнієвий потенціал чавуну впливає на умови дефосфорації та десульфурації в агрегатах окислювального рафінування. Однак, при надлишку кремнію в чавуні значна частина (CaO) зв’язується у силікати. Крім того, окиснення кремнію відбувається раніше за окиснення фосфору, що, частково, може зменшити окиснювальний потенціал шлаку початкового періоду продувки, що погіршить, згідно з термодинамічним прогнозом, умови розвитку реакції.

При вмісті кремнію в переробному чавуні 0,35–0,40 % від його окиснення в умовах конвертерної плавки утворюється близько 7,5–8,6 кг (SiO_2) на 1 т сталі. Для підтримання основності шлаку на рівні CaO/SiO_2 = 2,2–2,5 для зв’язування кремнезему потрібно орієнтовно 16,5–21,5 кг CaO/т сталі. З урахуванням необхідності одночасного виконання шлаком всього спектру функціонального призначення, кількість кінцевого конвертерного шлаку може орієнтовно становити 110–125 кг/т сталі. Такий рівень узгоджується з наведеними в літературі типовими значеннями для BOF-шлаків [5], що відповідає, залежно від вмісту Si, P та основності, орієнтовній сумарній витраті вапна близько 50–80 кг/т сталі [6].

Отже, саме діапазон 0,35–0,40 % **Si** можна вважати технологічно збалансованим: забезпечує корисний тепловий внесок у початковий період продувки, не викликаючи надмірного зростання маси шлаку, витрат вапна та втрат заліза. При Si > 0,45–0,50 **%** шлак має тенденцію до помітного зростання його маси через додаткове утворення (SiO_2) і потребу в його нейтралізації вапном.

У випадку малошлакових технологій доцільно орієнтуватися на нижню межу вмісту кремнію (близько 0,30–0,35 %) з реальним зниженням кількості кінцевого шлаку до 70–90 кг/т сталі при збереженні його функціональної здатності дефосфорації, часткової десульфурації та асиміляції продуктів рафінування [7].

Подальше зменшення кількості шлаку до 50–70 кг/т можливе лише за умов реалізації комплексної позапічної підготовки чавуну (Si ≤ 0,20–0,25 %, S ≤ 0,010 %, P ≤ 0,06 %) при застосуванні високоактивного вапна, комбінованої продувки конвертерної ванни з проведенням частини рафінувальних функцій шляхом позапічної обробки сталевого напівпродукту.

Для BOF-шлаків з основністю 2,2–2,5 та вмістом (FeO) 15–25 %, лише близько 70–85 % загального (CaO) є зв'язаним переважно у кальцієвих силікатах, тоді як приблизно 15–30 % перебуває у вигляді «вільного» або термодинамічно активного (CaO) [8]. Саме ця частина забезпечує значення $a_{(CaO)}$, яке й визначає ефективність дефосфорації та десульфурації. Автори [8] визначають наявність лише частини (CaO) як термодинамічно активної. Результати дослідження свідчать, що при основності близько 2,2–2,8 лише приблизно 10–30 % загального CaO залишається у рідкій фазі або на межі насичення, що і визначає фактичну активність $a_{(CaO)}$.

Таким чином, технологічно вигідніше не «компенсувати» надлишковий Si чавуну підвищенням витрати вапна, а цілеспрямовано отримувати низько кремнієвий чавун, узгоджений з BOF- вимогами. Це дозволить зменшити (SiO_2) на початку продувки, знизити потребу у вапні, зменшити масу кінцевого шлаку, втрати Fe зі шлаком і навантаження на шлаковий режим.

Такий підхід фізико-хімічно є логічніший, оскільки теплова функція і функція шлакоутворення розділяються: теплоту вносять енергетично керованим способом, а шлак формують у кількості, необхідній саме для дефосфорації, часткової десульфурації та асиміляції продуктів рафінування. Отже, для реалізації раціонального шлакового режиму необхідний певний компроміс між тепловою функцією кремнію та його негативним впливом на витрати вапна. Тому, кремнієвий потенціал чавуну доцільно визначити як індикатор енергетичного стану доменного процесу та як важливий чинник формування шлакового режиму.

Враховуючи негативний вплив як збільшення вмісту кремнію в чавуну понад 0,60–0,70 %, так і його зниження менше 0,20–0,25 %, оптимальний склад чавуну для сучасної киснево-конвертерної плавки доцільно визначати за вмістом кремнію, з урахуванням його взаємозв'язку з іншими елементами чавуну та у відповідності до вимог його рафінування.

Висновок

Вміст кремнію у переробному чавуні є ключовою ланкою, що поєднує енергетичний стан доменного процесу та технологічні вимоги киснево-конвертерної виплавки сталі. Компроміс між кремнієвим потенціалом чавуну та вимогами доменного і киснево-конвертерного процесів досягається не максимізацією його значення, а узгодженим обмеженням вмісту Si на рівні, достатньому для стабільного теплового стану доменної печі, без суттєвого перевантаження шлакового режиму. Практично це означає орієнтацію на технологічно безпечний вміст кремнію, за якого доменний процес зберігає стійкість, а в конвертері мінімізуються витрати вапна, вихід шлаку, втрати заліза без погіршення умов рафінування чавуну.

Фізико-хімічна сутність такого підходу полягає в розділенні теплової та шлакоутворювальної функцій: тепловий дефіцит BOF доцільно компенсувати не підвищенням Si у чавуні, а технологічними засобами, зокрема підігрівом брухту, оптимізацією частки чавуну, дуттьового, шлакового та теплового режимів. Отже, для умов виробництва чавуну та сталі, які є взаємопов'язаними етапами наскрізної технології, раціональним рішенням є виробництво низько кремнієвого чавуну, хімічний склад та температура якого узгоджені з вимогами конвертерної плавки, при одночасному забезпеченні в доменній печі достатнього теплового резерву.

Список використаних джерел

1. Ефименко Г.Г., Гиммельфарб А.А., Левченко В.Е. Металлургия чугуна. Киев: Вища школа, 1988. 351 с.

2. J. Song, X. Xing, Z. Pang et el. Prediction of Silicon Content in the Hot Metal of a Blast Furnace Based on FPA-BP Model. Metals 2023, 13(5), 918; https://doi.org/10.3390/met13050918. https://www.mdpi.com/2075-4701/13/5/918?utm_source=chatgpt.com.

3. R. Hüsken, K. Shinichiro Sakai. Efficient hot metal pretreatment to satisfy the requirement of low sulphur and phosphorus contents. MPT International. 2/2016. - pp. 38-50.

https://webstorage.kuettner.com/kuettner-prod/solutions/documents/1db3224e7602219c035e0ff6a83c5b64.pdf?utm_source=chatgpt.com.

4. Basic oxygen steelmaking. Primary steelmaking. Jack Nutting. 2026. https://www.britannica.com/technology/steel/Basic-oxygen-steelmaking?utm_source=chatgpt.com.

5. The treatment of Basic Oxygen Furnace (BOF) slag with concentrated solar energy. Solar Energy. Vol. 180, 2019, pp. 372-382. https://doi.org/10.1016/j.solener.2019.01.055. https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0038092X19300520?utm_source=chatgpt.com.

6. M. J. Ahmed, K. Schollbach, Sieger van der Laan. Reactivity of air granulated basic oxygen furnace steel slag and its immobilization of heavy metals. Journal of Building Engineering. Vol. 91, 2024, 109704. https://doi.org/10.1016/j.jobe.2024.109704. https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352710224012725?utm_source=chatgpt.com.

7. Yunjin Xia, Duogang Wang, Liushun Wu, Li Jie. Effect of Slag Phase on Dephosphorization in BOF. 2023. ISIJ International 63(12), pp. 2086-2091. DOI:10.2355/isijinternational.ISIJINT-2023-267. https://www.researchgate.net/publication/373662466_Effect_of_slag_phase_on_dephosphorization_in_BOF.

УДК 669.1:504.06:658.562

А. П. Мішалкін, О. В. Петренко

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ІНТЕГРАЦІЯ ФУНКЦІОНАЛУ КОМПЛАЄНС В УПРАВЛІННЯ МЕТАЛУРГІЙНИМ ВИРОБНИЦТВОМ В НАПРЯМКУ ЙОГО ДЕКАРБОНІЗАЦІЇ

Сучасний етап розвитку чорної металургії характеризується необхідністю скорочення питомих викидів CO_2, підвищення ресурсної ефективності та зменшення техногенного навантаження на довкілля [1]. Перехід до вуглецево-нейтральних технологій (H_2-DRI, використання синтез-газу, гібридні BF–EAF схеми) вимагає формування системи управління виробництвом, здатної забезпечити контроль

технологічних, екологічних та економічних параметрів [2]. Такою системою виступає інтегрований функціонал комплаєнс-управління, який доцільно розглядати як інтеграційний механізм узгодження технологічних, екологічних та управлінських інструментів, спрямований на забезпечення сталого та економічно стійкого розвитку металургійного підприємства [3].

Категорія «комплаєнс» сформувалася у сфері фінансового регулювання та корпоративного управління як механізм забезпечення дотримання нормативно-правових вимог і внутрішніх стандартів діяльності. З розвитком глобальної економіки та ускладненням виробничих систем категорія «комплаєнс» трансформувався у інтегровану систему управління ризиками, відповідністю та стійкістю діяльності підприємств, практично всіх галузей економіки. Еволюція комплаєнсу безпосередньо пов’язана з переходом суспільства до моделі сталого розвитку, де ключовими стають вимоги екологічної безпеки, ресурсної ефективності, енергетичної незалежності та соціальної відповідальності бізнесу.

Враховуючи зв’язок комплаєнсу з вимогами сталого та безпекового розвитку металургійного виробництва, необхідно визначити, що в сучасних умовах комплаєнс виступає як інституційний інструмент реалізації його основних принципів, забезпечує:

- узгодження виробництва з екологічними стандартами (декарбонізація, MRV);
- управління техногенними та технологічними ризиками;
- підвищення енерго-ресурсної ефективності виробництва;
- відповідність міжнародним регуляторним вимогам (ESG, CBAM) [4] ;
- забезпечення економічної стійкості підприємств.

Таким чином, комплаєнс інтегрує екологічну, технологічну та економічну складові розвитку металургійного виробництва.

Для металургійного виробництва інтеграція в структуру його управління комплаєнс - функціоналу є доцільною за умов, що характеризують:

- високу енерго - та вуглецеємність виробництва;
- складність фізико-хімічних процесів (BF–BOF–EAF), що пов’язані з особливостями розвитку реакцій в напряму отримання очікуваних результатів;
- необхідність управління ресурсами: матеріально-енергетичними потоками;
- посилення екологічних обмежень і ринкових вимог.

Тому у металургії комплаєнс виконує функцію системної координації параметрів процесу при реалізації в системі «ресурси - агрегати - зовнішній вплив» наступного технологічного ланцюга: компоненти шихти → фактори зовнішньої дії (режими дуття та шлакоутворення у їх взаємодії → матеріально-енергетичний баланс → відхилення

від технологічних стандартів → метал → екологія складові техногенного походження (газ, шлак, шлами, пил) → рециклінг вторинного потенціалу сировини та енергії.

В умовах глобальної конкуренції функціонал комплаєнсу як фактору інноваційного розвитку виробництва, також забезпечує:

- контроль ефективності нових технологій (H_2-DRI, PCI, піро- біовідновники);
- оцінку їх екологічного та економічного ефектів;
- зниження інноваційних ризиків;
- адаптацію виробництва до вимог низьковуглецевої економіки.

Таким чином, комплаєнс повинен стати а не лише інструментом контролю відповідних «відхилень», але й фактором забезпечення інноваційного розвитку.

В плані захисту інтелектуальної власності та конкурентної взаємодії в умовах сучасного розвитку металургії комплаєнс забезпечує:

- правовий захист інновацій (патенти, ноу-хау технології);
- контроль дотримання діючих ліцензійних угод;
- запобігання технологічному копіюванню;
- прозорість співпраці з зовнішніми та внутрішніми підприємствами - партнерами.

Водночас, при дії «закону бумерангу», в процесах технологічного розвитку, обміну технологіями та циркуляції знань функціонал комплаєнсу виконує роль координатора співпраці, створює умови для контрольованої кооперації з конкурентами (спільні екологічні проєкти, декарбонізація, стандартизація), але все це повинно здійснюватися в межах правового дотримання норм антимонопольного регулювання, принципів добросовісної конкуренції та вимог міжнародного комплаєнс-середовища.

Перспективним напрямом, також, необхідно визнати формування універсалізованої системи металургійного комплаєнсу, яка інтегрує: екологічний комплаєнс (CO_2, викиди, MRV [5]); технологічний комплаєнс (контроль - забезпечення стабільності процесів); енергетичний комплаєнс (ISO 50002 - [6]); ресурсний комплаєнс (циркулярність); інноваційний та інвестиційний комплаєнс.

Це дозволяє створити єдину платформу управління розвитком металургії в напрямку забезпечення її вуглецевої нейтральності.

Ефективна реалізація зазначених підходів до визначення раціонального комплаєнс-функціоналу, потребує підготовки нового типу фахівців - інженерів-комплаєнс-аналітиків, які поєднують знання:

- фізико-хімічних основ металургійних процесів;
- екологічного та енергетичного менеджменту;
- цифрових систем моніторингу;

- міжнародного регуляторного середовища.

Такі спеціалісти забезпечать інтеграцію науки, технології та управління, що є критично важливим для сталого розвитку галузі в нових умовах її розвитку.

Функція, основні інструменти та очікуваний результат профільної освіти як важливі складові інтегрованої моделі комплаєнс-управління декарбонізацією металургійного виробництва приведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Освітньо-професійна складова компетентностей інтегрованої моделі комплаєнс-управління процесом декарбонізації металургійного виробництва.

Функція	Основні інструменти	Очікуваний результат
Формування комплаєнс-компетентностей фахівців у сфері трансформації традиційного металургійного виробництва у вуглецево-нейтральне	Освітньо-професійні програми, міждисциплінарні курси (ESG, CBAM, екологічне право, вуглецевий менеджмент), кейс-метод, цифрові моделі оцінки викидів	Підготовка фахівців, здатних забезпечувати нормативну відповідність, управління вуглецевими ризиками при запровадженні низько - вуглецевих технологій виробництва сталі

Висновок. Обґрунтовано концептуальні підходи інтеграції комплаєнс-інструментів у систему управління енерго-ресурсною ефективністю металургійного виробництва, що дозволяє підвищити прозорість матеріально-енергетичних потоків та контроль вуглецевої інтенсивності основних етапів наскрізної технологічної схеми виробництва сталі.

Запропоновано розглядати механізм функціонально-інтегрованої системи комплаєнс-контролю та координації виробничих процесів, як системо утворюючий фактор на основі інституційно-технологічної платформи управління механізмом забезпечення декарбонізованого розвитку виробництва, що поєднує технологічні, екологічні та управлінські інструменти забезпечення сталості металургійних процесів. Інтеграція комплаєнс - функціоналу здатна створити передумови для підвищення ефективності виробництва, зниження вуглецевого сліду та зміцнення конкурентних позицій металургійної галузі в умовах глобальної трансформації промисловості.

Список літератури

1. Goldar A., Md Sarwar Ali, M Kotal et el. Policy Landscape for Transition Towards Carbon. Neutral Steel Sector. – 2024., pp. 33. https://icrier.org/pdf/pb-33-Green-Steel.pdf?utm_source=chatgpt.com.

2. M. Shahabuddin, Alireza Rahbari, M. Akbar Rhamdhani. Process modelling for the production of hydrogen-based direct reduced iron in shaft furnaces using different ore grades. Ironmaking & Steelmaking 2025. Vol. 52(1), pp. 3–16. https://doi.org/10.1177/03019233241254666. - https://journals.sagepub.com/doi/pdf/10.1177/03019233241254666.

3. Г. Кірейцева, О. Виговська, С. Хоменко. Інтегрована модель залучення зелених інвестицій для декарбонізації залізорудної промисловості України. Науковий вісник Вінницької академії безперервної освіти. Серія «Екологія. Публічне управління та адміністрування», Вип. 2 (8), 2025. С. 10-19. ISSN: 2786-569X. DOI. https://doi.org/10.32782/2786-5681-2025-2.02. 4 (2).pdf. INTEGROVANA_MODEL_ZALUCENNA_ZELENIH_INVESTICIJ_DLA.pdf.

4. Методичні рекомендації з оцінки викидів парникових газів та здійснення моніторингу, звітності і верифікації. – Київ: Міністерство захисту довкілля та природних ресурсів України, 2023. – 67 с. https://mepr.gov.ua/wp-content/uploads/2023/07/671_Metodychni.pdf.

5. Ukraine restores mandatory greenhouse gas emissions reporting. 2025. https://cms.law/en/ukr/legal-updates/ukraine-restores-mandatory-greenhouse-gas-emissions-reporting#utm_campaign=redirect_law-now.

6. ISO 50002-1:2025. Energy audits. Part 1: General requirements with guidance for use. Edition 1, 2025. https://www.iso.org/standard/83645.html?utm_source=chatgpt.com.

УДК 622.785.04

Б. Р. Недогарський

Дніпровський металургійний інститут Українського державного університету науки і технологій, Дніпро

МОЖЛИВОСТІ ІНТЕНСИФІКАЦІЇ ТЕПЛОВОЇ ОБРОБКИ ВЕРХНЬОЇ ЧАСТИНИ АГЛОМЕРАЦІЙНОГО ШАРУ

Технологія виробництва залізорудного агломерату на українських аглофабриках, як правило, базується на завантаженні агломераційної шихти одним шаром середньою висотою до 400 мм. Разом з тим, результати численних досліджень і наявний промисловий досвід свідчать про суттєві недоліки такого підходу, пов’язані з нерівномірністю теплового режиму по висоті шару. Це, у свою чергу, негативно

впливає на якісні показники готового агломерату та знижує продуктивність агломераційних машин.

Проведено аналіз вітчизняних та зарубіжних публікацій [1-4], присвячених особливостям теплових процесів у верхній зоні агломераційного шару. Встановлено, що характер розподілу температури в агломераційній шихті є нерівномірним, що негативно впливає на стабільність перебігу процесу спікання та якість готового агломерату. Показано, що одним із перспективних напрямів підвищення ефективності агломераційного процесу є інтенсифікація теплової обробки верхньої частини шару шляхом оптимізації умов запалювання, керування тепловим режимом та вибору параметрів твердого палива.

У традиційній технології агломерації залізорудної шихти завантаження матеріалу здійснюється одним суцільним шаром, що часто призводить до нерівномірного розподілу температури по висоті агломераційного шару. У результаті у верхній частині шару можуть формуватися зони недостатнього прогрівання, що негативно впливає на повноту спікання, міцність агломерату та стабільність роботи агломераційної машини.

З метою усунення зазначених недоліків пропонується застосування технологічного підходу із формуванням шихти у вигляді двох шарів (двошарове завантаження) [1]. Передбачається, що поділ шихти на два функціональні шари дозволить більш ефективно керувати тепловим режимом процесу, забезпечити більш рівномірний розвиток фронту горіння та покращити умови теплової обробки верхньої частини агломераційного шару.

Очікується, що використання двошарової структури може сприяти інтенсифікації процесу спікання за рахунок оптимізації газопроникності шару та стабілізації процесів теплообміну [4].

Таким чином, запропонований підхід двошарового завантаження шихти розглядається як перспективний напрям інтенсифікації теплової обробки верхньої частини агломераційного шару, що потенційно може підвищити продуктивність агломераційного процесу та покращити якісні показники готового агломерату.

У межах запропонованої концепції двошарового завантаження доцільним є диференційований підхід до формування складу кожного шару. Розглянуто вплив гранулометричного складу палива, його реакційної здатності та вмісту летких речовин на швидкість формування зони горіння та тепловий баланс верхньої частини агломераційного шару [2].

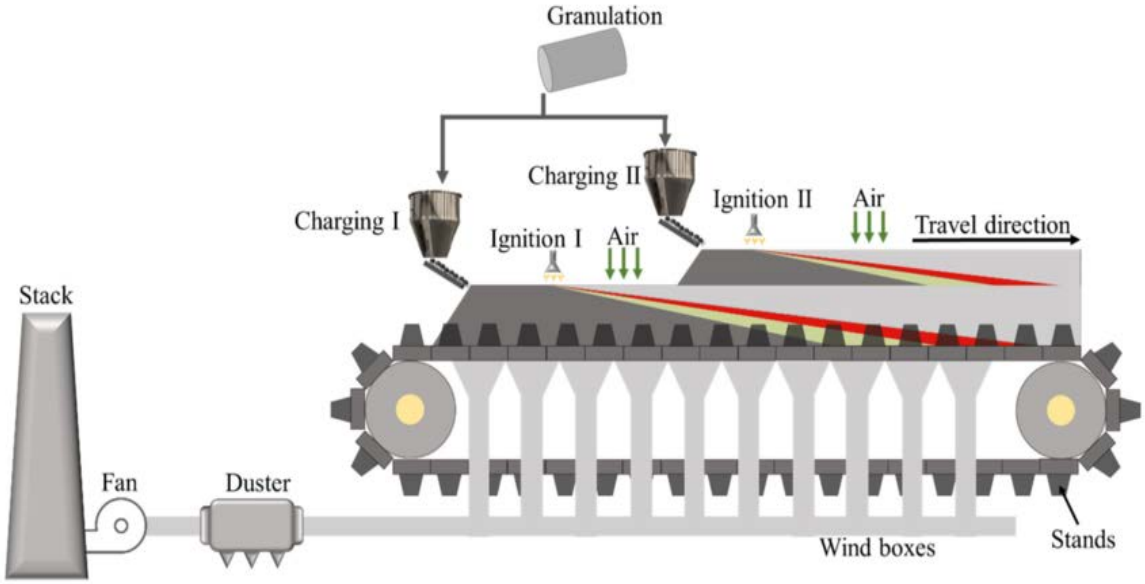


Рис. 1 – Схема процесу двошарового спікання

Зроблено висновок, що раціональний підбір властивостей палива та умов його розподілу у шихті може забезпечити більш рівномірне прогрівання верхніх шарів, зменшення втрат теплоти та підвищення продуктивності агломераційної машини. Перспективним також є застосування підходів, спрямованих на формування додаткового внутрішнього джерела теплоти у верхній зоні шару, що сприяє покращенню якості спікання та механічної міцності агломерату [3]. Зокрема, верхній шар може бути сформований із підвищеним вмістом твердого палива або з використанням більш реакційною здатністю паливної фракції чи дрібнішої фракції, що сприятиме швидшому розвитку процесів горіння та підвищенню температури у верхній зоні. Нижній шар, у свою чергу, може мати стандартний склад, орієнтований на стабільність спікання та забезпечення оптимальних умов формування структури агломерату. Такий підхід дозволяє локально коригувати тепловий режим по висоті шару, зменшити нерівномірність температурного поля та підвищити ефективність теплової обробки верхньої частини агломераційної шихти.

Список літератури

1. Shi B., Wan J., Chen T., Zhou X., Luo Y., Liu J., Hu M., Wang Z. Study on Double-Layer Ignition Sintering Process Based on Autocatalytic Denitrification of Sintering Layer / B. Shi, J. Wan, T. Chen, X. Zhou et al. // Minerals. — Basel : MDPI, 2021. — Vol. 12, № 1. — P. 33. — DOI:10.3390/min12010033.

2. Aladejebi O. A review of the sintering technologies to accommodate high-bed layer / O. Aladejebi // J. Iron Steel Res. Int. — 2021. — Vol. 28. — P. 136–1374.

3. Чупринов Є. В. Дослідження процесу агломерації при забезпеченні оптимального розподілу палива в шарі / Є. В. Чупринов // Вісник ПГТУ. — 2025. — №50 — С. 111—116.

4. Bochka V. V., Yaholnyk M. V., Sova A. V., Fursov M. O., Malenko K. I., Boyko M. M. Investigation of iron ore sintering using separate charge preparation / V. V. Bochka, M. V. Yaholnyk, A. V. Sova et al. // Теорія і практика металургії. — 2022. — № 6. — С. 68–… — ISSN 1028-2335.

УДК 669.74: 66.048.3:546.26-31:541.11

С. П. Пантейков

Дніпровський державний технічний університет, Кам’янське, Україна

ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ НАВУГЛЕЦЮВАННЯ МАРГАНЦЮ ДО Mn_3C ПРИ ВІДНОВЛЕННІ З МАНГАН МОНООКСИДУ ГАЗОМ CO

Термодинамічний аналіз процесів навуглецювання марганцю є важливим етапом дослідження механізмів формування карбідних фаз у системах відновлення металів з оксидних сполук. Особливу увагу привертає утворення карбіду Mn_3C під час відновлення марганцю з манган монооксиду, що супроводжується складними процесами хімічної взаємодії між газовою, рідкою та твердою фазами. Дослідження термодинаміки процесів навуглецювання марганцю різними джерелами вуглецю дозволяє визначити можливість їх перебігу та температурний діапазон.

Термодинамічний аналіз хімічних реакцій навуглецювання відновленого марганцю з MnO газом CO становить значний інтерес для розуміння механізму утворення карбідних фаз, зокрема Mn_3C, а також для теоретичного обґрунтування ефективних технологій переробки марганцевмісної сировини та процесів відновлення марганцю у ході технологій прямого відновлення заліза із залізорудної шихти.

Теоретично навуглецювання марганцю при його відновленні з манган монооксиду може здійснюватися за двома хімічними реакціями, що перебігають послідовно:

$$MnO + CO \rightarrow Mn + CO_2; \quad (1)$$

$$3Mn + 2CO \rightarrow Mn_3C + CO_2 \quad (2)$$

При цьому підсумком цих двох реакцій є сумарна реакція непрямого відновлення карбіду марганцю Mn_3C з манган монооксиду газом CO, при якій реакції (1) і (2) можуть відбуватися як єдиний процес:

$$3MnO + 5CO \rightarrow Mn_3C + 4CO_2 \quad (3)$$

Крім того, не виключається можливість перебігу альтернативної реакції навуглецювання з утворенням газоподібного кисню як побічного продукту:

$$6Mn + 2CO \rightarrow 2Mn_3C + O_2 \quad (4)$$

Також може відбуватися сумарна реакція (реакцій (1) і (4)) процесу відновлення навуглецьованого марганцю з манган монооксиду за рахунок CO:

$$6MnO + 8CO \rightarrow 2Mn_3C + 6CO_2 + O_2 \quad (5)$$

Таким чином, процес навуглецювання марганцю при його відновленні з MnO газом CO теоретично може реалізовуватися за двома основними схемами:

1. Двостадійною – спочатку з манган монооксиду відновлюється марганець, після чого він навуглецьовується до карбіду Mn_3C (реакції (1) + (2) та/або (4)).

2. Одностадійною – з манган монооксиду відразу відновлюється карбід марганцю Mn_3C (реакції (3) та/або (5)).

У зв’язку з цим актуальності набуває термодинамічний аналіз зазначених хімічних реакцій, що передбачає розрахунок вільної енергії Гіббса та, при встановленні можливості їх перебігу, визначення температурних меж реалізації процесів відновлення і навуглецювання марганцю газом CO у робочому просторі відновних агрегатів.

Метою даної роботи є термодинамічний аналіз хімічних реакцій (2)–(5) навуглецювання газом CO марганцю при його непрямому відновленні з манган монооксиду для визначення можливості їх перебігу і знаходження значень граничних (рівноважних) температур цих реакцій, що дозволить визначити діапазон теоретичних температур, в якому перебіг зазначених реакцій навуглецювання марганцю термодинамічно можливий.

У ході виконання роботи були використані вирази для розрахунку значень вільної енергії Гіббса (ізобарно-ізотермічного потенціалу) ΔG_T^o від температури T для аналізованих реакцій (1)–(5), що отримані безпосередньо автором.

Виведення цих формул здійснювалося автором за методикою із застосуванням наявних у літературі стандартних значень ентальпій утворення речовин $\Delta H^{o}_{f,298}$ та їх ентропій ΔS^{o}_{298}, а також ентальпій $\Delta H^{o}_{пл}$ і ентропій $\Delta S^{o}_{пл}$ плавлення цих речовин. Для здійснення обчислень та обробки отриманих результатів термодинамічного аналізу використано комп'ютерну програму Microsoft Excel.

Формула для розрахунку значень вільної енергії Гіббса ΔG^{o}_{T} хімічної реакції (1) залежно від температури Т (у К), що виведена автором у роботах [1, 2], має наступний вигляд:

$$\Delta G^{o}_{T}(1) = 102110 + 13{,}37 \cdot T, \text{ Дж/моль CO} \quad \text{(I)}$$

Формули для розрахунку вільної енергії Гіббса ΔG^{o}_{T} хімічних реакцій (2)–(5) залежно від температури Т (у К), що виведені автором, відповідно мають такий вигляд:

$$\Delta G^{o}_{T}(2) = -103735 + 116{,}21 \cdot T, \text{ Дж/моль CO;} \quad \text{(II)}$$

$$\Delta G^{o}_{T}(3) = 19772 + 54{,}5 \cdot T, \text{ Дж/моль CO;} \quad \text{(III)}$$

$$\Delta G^{o}_{T}(4) = 75520 + 146{,}02 \cdot T, \text{ Дж/моль CO;} \quad \text{(IV)}$$

$$\Delta G^{o}_{T}(5) = 95462{,}5 + 46{,}53 \cdot T, \text{ Дж/моль CO} \quad \text{(V)}$$

При цьому теоретичні значення граничних температур $T_{гр}$ (у °С) для хімічних реакцій (1)–(5) можна визначити з виразу $T_{гр} = \Delta H^{o} / \Delta S^{o} - 273$, використовуючи отримані рівняння (I)–(V), тобто при $\Delta G^{o}_{T} = 0$ для кожної з реакцій (1)–(5).

Мимовільний перебіг хімічних реакцій (1)–(5) у прямому напрямку буде термодинамічно можливим при $\Delta G^{o}_{T} < 0$ для кожної. Згідно з отриманими автором виразами (I)–(V) ця умова для реакцій (1)–(5) виконуватиметься при наступних значеннях температур перебігу процесів $T_{пр}$, які в усіх випадках будуть нижчими за обчислене для кожної конкретної із зазначених хімічних реакцій теоретичне (розрахункове) значення граничної температури $T_{гр}$:

- для реакції (1): $T_{гр} = -7910$ °С, $T_{пр} < T_{гр}$;
- для реакції (2): $T_{гр} = 620$ °С, $T_{пр} < T_{гр}$;
- для реакції (3): $T_{гр} = -636$ °С, $T_{пр} < T_{гр}$;
- для реакції (4): $T_{гр} = -790$ °С, $T_{пр} < T_{гр}$;
- для реакції (5): $T_{гр} = -2325$ °С, $T_{пр} < T_{гр}$.

Таким чином, отримані дані дозволяють встановити, що тільки хімічна реакція навуглецювання відновленого марганцю (2) може мимовільно перебігати при низьких температурах – до 620 °С. При більш високих температурах робочого простору відновних печей перебіг цієї реакції термодинамічно неможливий. Всі інші хімічні реакції (1) і (3)–(5) термодинамічно не можуть перебігати при температурах, можливих у природі, оскільки теоретичні температури перебігу $T_{пр}$ цих хімічних реакцій, що отримані розрахунком, нижчі за абсолютний нуль (–273,15 °С або 0 К). Таким чином, за будь-яких температур робочого простору відновних печей процеси, що описані реакціями (1) і (3)–(5), не відбуваються.

Висновки. Результати проведеного у роботі термодинамічного аналізу з використанням виведених автором виразів (I)–(V) для розрахунку значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^o хімічних реакцій (1)–(5) дозволяють визначити термодинамічні умови їх перебігу у металургійних відновних печах.

Встановлено, що навуглецювання марганцю при його відновленні з манган монооксиду газом CO за хімічними реакціями (3)–(5) неможливе у робочому просторі відновлювальних печей, оскільки зазначені реакції термодинамічно не можуть перебігати при всіх реальних температурах.

Навуглецювання за допомогою газу CO вже відновленого марганцю термодинамічно можливе за хімічною реакцією (2), однак лише до 620 °С. Проте, через низьку концентрацію CO у відхідному пічному газі ступінь навуглецювання марганцю за реакцією (2), ймовірно, буде дуже малим. При цьому перша стадія процесу (відновлення марганцю з манган монооксиду газом CO), яка описується реакцією (1), термодинамічно неможлива, що теоретично обґрунтовано автором у роботі [3].

Беручи до уваги, що відновлений марганець буде відсутній у зонах печі, температура яких не перевищує 620 °С, враховуючи низьку концентрацію CO у відхідному пічному газі, можна зробити висновок [4], що процес навуглецювання відновленого марганцю за допомогою газу CO (як і процес відновлення марганцю з манган монооксиду газоподібним CO) практично не відбувається у відновних печах.

Список літератури

1. Пантейков С. П. Визначення температур перебігу реакцій відновлення марганцю з його діоксиду газом CO і газифікації твердого вуглецю за стандартними значеннями ентальпії та ентропії. “Стратегія якості в промисловості і освіті”: Матеріали

XVIII Міжнародної конференції (3–6 червня 2024 р., м. Варна, Болгарія). Дніпро-Варна, 2024. С. 95–101. URL: https://nmetau.edu.ua/file/varna-2024-full-1.pdf.

2. Пантейков С. П. Визначення температур перебігу реакцій відновлення марганцю з його діоксиду газом CO і газифікації твердого вуглецю за хімічною спорідненістю речовин до кисню. “Стратегія якості в промисловості і освіті”: Матеріали XVIII Міжнародної конференції (3–6 червня 2024 р., м. Варна, Болгарія). Дніпро-Варна, 2024. С. 101–106.URL: https://nmetau.edu.ua/file/varna-2024-full-1.pdf.

3. Пантейков С. П. О восстановлении монооксида марганца монооксидом углерода. Monografia pokonferencyjna “SCIENCE, RESEARCH, DEVELOPMENT #36. TECHNICS AND TECHNOLOGY” (London (GB), 29.12.2020-30.12.2020). Warszawa: Sp. z o.o. «Diamond trading tour», 2020. Str. 73-76.

4. Пантейков С. П., Бондаренко Я. І., Романенко А. А. Дослідження можливості перебігу процесу навуглецювання марганцю газом CO при відновленні з манган монооксиду. *Збірник тез Всеукраїнської науково-технічної конференції «Наука і металургія»* (19–20 листопада 2025 р., м. Дніпро, Україна). Дніпро, ІЧМ, 2025. С. 57. (English version: Panteikov S. P., Bondarenko Ya. I., Romanenko A. A. Investigation of the possibility of manganese carburization by CO gas during reduction from manganese monoxide. *Conference Proceedings of All-Ukrainian scientific and technical conference «Science and Metallurgy»* (19–20 November 2025, Dnipro, Ukraine). Dnipro, ISI, 2025. P. 106). DOI: https://doi.org/10.52150/2522-9117-2025-conferens.

УДК 669.74:66.048.3:541.11

С. П. Пантейков

Дніпровський державний технічний університет, Кам’янське, Україна

ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ ВІДНОВЛЕННЯ МАРГАНЦЮ З МАНГАН МОНООКСИДУ ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ

Нині майже всі металурги визнають, що механізм відновлення марганцю з його оксидів у промислових та лабораторних умовах, попри сучасні технології та численні дослідження, остаточно не розкрито. Вважається, що марганець може відновлюватися як твердим вуглецем (кокс, деревне вугілля), так і за допомогою відновних газів CO та

H_2. Проте остаточний механізм відновлення марганцю був дискусійним: висуваються різні теорії, зокрема твердофазна, газофазна, електронна та комбінована.

Відомо, що процес відновлення марганцю з його оксидів, таких як діоксид марганцю (MnO_2), за високих температур перебігає ступінчасто:

$$MnO_2 \rightarrow Mn_2O_3 \rightarrow Mn_3O_4 \rightarrow MnO \rightarrow Mn \qquad (A)$$

Автором підтверджено [1, 2], що перші три етапи відновлення ($MnO_2 \rightarrow Mn_2O_3$, $Mn_2O_3 \rightarrow Mn_3O_4$, $Mn_3O_4 \rightarrow MnO$) відбуваються за рахунок взаємодії вищих оксидів марганцю з відновним газом CO (або газом H_2, у цій роботі не розглядається).

Останній етап відновлення ($MnO \rightarrow Mn$), тобто утворення металевого марганцю з манган монооксиду (MnO) за участю твердого вуглецю (C), був найбільш дискусійним. Зазвичай процес відновлення марганцю описують реакцією:

$$MnO + C \rightarrow Mn + CO - Q_1 \qquad (1)$$

Проте часто її замінювали послідовними реакціями твердофазного відновлення металевого марганцю з MnO газом CO:

$$C + CO_2 \rightarrow 2CO - Q_2; \qquad (2)$$

$$MnO + CO \rightarrow Mn + CO_2 + Q_3 \qquad (3)$$

Такий підхід, ймовірно, був побудований на аналогії з металургійним процесом відновлення залізу з вюститу: процес відновлення марганцю з манган монооксиду твердим вуглецем вважали виключно твердофазним (тобто передбачалося, що MnO і C знаходяться у твердому стані). Оскільки твердофазні реакції є екзотермічними, їх перебіг не може описуватися ендотермічними реакціями, у нашому випадку – реакцією (1). Тому зазначений процес у межах твердофазної моделі тривалий час пояснювали перебігом екзотермічної реакції (3), вважаючи, що відновлення марганцю з його монооксиду відбувається так само, як і перші три етапи відновлення оксидів марганцю (див. вище), тобто за рахунок дифузії газу CO в пори твердої руди (у даному випадку – вже відновленої до стану MnO). При цьому механізм утворення газу CO пояснюють перебігом хімічної реакції Белла–Будуара (2), яку розглядали як додаткову ланку останнього етапу відновлення марганцю з манган монооксиду.

Таким чином, реакцію (1) всупереч законам термодинаміки замінили на реакцію (3). Однак така заміна є некоректною, оскільки реакція (3) з підвищенням температури уповільнюється, тоді як реакція (1) прискорюється, що відповідає реальним умовам відновлення марганцю у відновних печах. Тобто реакція відновлення Mn з MnO повинна бути ендотермічною, а отже – не може бути твердофазною.

У подальшому положення щодо відновлення марганцю з MnO газом CO було переглянуто. Нині вважається, що марганець відновлюється з манган монооксиду за реакцією (1), при цьому (ймовірно, для узгодження з попередніми уявленнями) роблять застереження, що реакція (3) також можлива за умови, якщо вміст CO_2 в газовій фазі не перевищує 0,01% (А. Д. Готліб, Є. Ф. Вегман) або 10% (І. І. Борнацький).

У ході власних досліджень і на основі аналізу результатів інших науковців автором роботи було підтверджено [1, 2], що процес відновлення марганцю з манган монооксиду газом CO є термодинамічно неможливим.

Враховуючи все викладене вище, слід вважати, що відновлення марганцю з манган монооксиду здійснюється безпосередньо твердим вуглецем, ймовірно, за умови перебування MnO виключно у рідкому стані, що вимагає термодинамічного дослідження процесу за різних фізичних станів MnO і Mn.

Метою даної роботи є проведення термодинамічного аналізу варіантів хімічної реакції (1), які передбачають різні комбінації агрегатних станів реагентів і продуктів реакції. Це дозволить визначити можливість перебігу кожного варіанта реакції (1) та, у разі термодинамічної можливості, встановити діапазон теоретичних температур перебігу у кожному випадку.

Можливість перебігу реакції (1) розглянуто при всіх можливих комбінаціях агрегатних станів манган монооксиду і відновленого марганцю (індекси: т – тверда речовина, р – рідина, г – газ):

$$MnO_т + C_т \rightarrow Mn_т + CO_г; \quad (1.1)$$

$$MnO_т + C_т \rightarrow Mn_р + CO_г; \quad (1.2)$$

$$MnO_р + C_т \rightarrow Mn_т + CO_г; \quad (1.3)$$

$$MnO_р + C_т \rightarrow Mn_р + CO_г, \quad (1.4)$$

для чого автором були виведені формули для розрахунку вільної енергії Гіббса ΔG_T^o реакцій (1.1)–(1.4) залежно від температури T (у K).

Отримана автором [3, 4] формула для реакції (1.1) має вигляд:

$$\Delta G_T^O(1.1) = 274580 - 162{,}3 \cdot T, \text{ Дж/моль CO} \quad \text{(I.I)}$$

Отримані автором формули для реакцій (1.2)–(1.4) є такими:

$$\Delta G_T^O(1.2) = 288380 - 171{,}4 \cdot T, \text{ Дж/моль CO;} \quad \text{(I.II)}$$

$$\Delta G_T^O(1.3) = 240580 - 145{,}7 \cdot T, \text{ Дж/моль CO;} \quad \text{(I.III)}$$

$$\Delta G_T^O(1.4) = 254380 - 154{,}8 \cdot T, \text{ Дж/моль CO} \quad \text{(I.IV)}$$

Використовуючи отримані рівняння (I.I)–(I.IV), можна визначити значення граничних (рівноважних) температур $T_{гр}$ для хімічних реакцій (1.1)–(1.4).

Аналіз можливості перебігу хімічних реакцій (1.1)–(1.4) проведено, виходячи зі значень температур плавлення $t_{пл}$ речовин, що беруть участь у цих реакціях:

– для чистого (безвуглецевого) марганцю (Mn), згідно з діаграмою стану системи «марганець-вуглець», $t_{пл}$=1244 °C (в інших джерелах $t_{пл}$=1241–1251 °C);

– для чистого (без домішок у вигляді SiO_2 і CaO) манган монооксиду (MnO) $t_{пл}$=1780 °C (у різних джерелах також наводяться значення $t_{пл}$=1569–1780 °C, $t_{пл}$=1840–1862 °C, навіть $t_{пл}$=1945–1962 °C); однак MnO може перебувати в рідкому стані при нижчих температурах, завдяки утворенню легкоплавкої евтектики в системі $MnO–SiO_2$, мінімальна температура плавлення якої становить $t_{пл}$=1251 °C.

Виконаний аналіз всіх можливих варіанти (1.1)–(1.4) хімічної реакції (1) відновлення марганцю з манган монооксиду твердим вуглецем показав, що:

– реакція (1.1) термодинамічно могла б перебігати за температур понад 1419 °C, при якій ΔG_T^O=0, однак вона *не має сенсу*, адже за таких температур чистий марганець (з $t_{пл}$=1244 °C) не може бути твердим, причому у твердому стані реагуючих речовин ця реакція *не може перебігати*, оскільки твердофазні реакції повинні бути екзотермічними для порушення стабільності кристалічних ґраток при нагріванні, а реакція (1.1) є ендотермічною;

– реакція (1.2) термодинамічно могла б перебігати за температур понад 1410 °C, при якій ΔG_T^O=0, за умови знаходження MnO в твердому стані, однак вона *не може перебігати*, оскільки ендотермічна реакція (1.2), як і реакція (1.1), не може бути твердофазною;

– реакція (1.3) термодинамічно могла б перебігати за температур понад 1378 °С, при якій ΔG_T^o=0, однак вона *не має сенсу*, адже чистий марганець (з $t_{пл}$=1244 °С) не може бути твердим (хоча MnO з $t_{пл}$=1251–1780 °С може знаходитися в рідкому стані);

– реакція (1.4) термодинамічно *може перебігати* за температур понад 1370 °С, при якій ΔG_T^o=0, однак *лише за умови, що MnO буде перебувати у рідкому стані*.

Висновки. Таким чином, за цих умов жоден варіант хімічної реакції (1) відновлення марганцю з манган монооксиду твердим вуглецем у сиродутному горні (температура робочого простору якого становить 1200–1250 °С) не є можливим, тоді як у доменній печі (1900–2200 °С) може відбуватися лише варіант (1.4) реакції (1).

Список літератури

1. Пантейков С. П. Визначення температур перебігу реакцій відновлення марганцю з його діоксиду газом CO і газифікації твердого вуглецю за стандартними значеннями ентальпії та ентропії. “Стратегія якості в промисловості і освіті”: Матеріали XVIII Міжнародної конференції (3–6 червня 2024 р., м. Варна, Болгарія). Дніпро-Варна, 2024. С. 95–101. URL: https://nmetau.edu.ua/file/varna-2024-full-1.pdf.

2. Пантейков С. П. Визначення температур перебігу реакцій відновлення марганцю з його діоксиду газом CO і газифікації твердого вуглецю за хімічною спорідненістю речовин до кисню. “Стратегія якості в промисловості і освіті”: Матеріали XVIII Міжнародної конференції (3–6 червня 2024 р., м. Варна, Болгарія). Дніпро-Варна, 2024. С. 101–106.URL: https://nmetau.edu.ua/file/varna-2024-full-1.pdf.

3. Пантейков С. П. Аналіз умов перебігу хімічних реакцій відновлення марганцю з його діоксиду твердим вуглецем. Литво. Металургія. 2025: Матеріали XXI Ювілейної Міжнародної науково-практичної конференції і XIV Міжнародної науково-практичної конференції (27–29 травня 2025 р., м. Харків – м. Київ, Україна). Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О. І., Харків: НТУ «ХПІ», 2025. С. 429–433. URL: https://www.ptima.nas.gov.ua/index.php/instytut/dokumenty/451-konferentsiia-lytvometalurhiia-2025.

4. Пантейков С. П. Аналітичні дослідження впливу ступеня хімічної спорідненості речовин до кисню на можливість перебігу реакцій відновлення марганцю з його діоксиду твердим вуглецем. Литво. Металургія. 2025: Матеріали XXI Ювілейної Міжнародної науково-практичної конференції і XIV Міжнародної науково-практичної конференції (27–29 травня 2025 р., м. Харків – м. Київ, Україна). Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О. І., Харків: НТУ «ХПІ», 2025. С. 433–436. URL:

https://www.ptima.nas.gov.ua/index.php/instytut/dokumenty/451-konferentsiia-lytvometalurhiia-2025.

УДК 669.74:546.26-31:541.11

С. П. Пантейков

Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське, Україна

ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ КАРБЮРИЗАЦІЇ ВІДНОВЛЕНОГО МАРГАНЦЮ ДО Mn_3C ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ

При використанні як відновника твердого вуглецю марганець (Mn), що відновлений за схемою

$$MnO_2 \rightarrow Mn_2O_3 \rightarrow Mn_3O_4 \rightarrow MnO \rightarrow Mn, \quad (1)$$

може піддаватися карбюризації з утворенням карбіду марганцю (Mn_3C).

Сучасні дослідження процесу карбюризації марганцю демонструють різні наукові погляди щодо його механізму. У наявних джерелах існують суперечливі уявлення про перебіг хімічних реакцій навуглецювання марганцю, які є складними гетерогенними процесами та включають взаємодію речовин у різних агрегатних станах.

Термодинамічний аналіз реакцій навуглецювання марганцю, відновленого з MnO твердим вуглецем, становить значний інтерес для розробки нових технологій отримання марганцю та марганцево-вуглецевих сплавів, а також для підвищення ступеню відновлення марганцю в залізі при його прямому відновленні з рудних матеріалів. Це підвищить ресурсо- і енергоефективність зазначених виробництв.

Наукові погляди щодо механізму карбюризації марганцю різняться.

Частина авторів вважає, що утворення карбіду марганцю відбувається виключно за рахунок взаємодії марганцю з твердим вуглецем:

$$3Mn + C = Mn_3C \quad (2)$$

Можливо, що процес може відбуватися за участю газу CO:

$$3Mn + 2CO = Mn_3C + CO_2 \quad (3)$$

Не виключено, що навуглецювання Mn може здійснюватися за реакцією (2) сажистим вуглецем $C_{саж}$, що утворюється за реакцією диспропорціонування газу CO:

$$2CO = C_{саж} + CO_2, \quad (4)$$

при цьому зазначений процес зводиться до процесу, що описується реакцією (3).

Проте термодинамічні дослідження (див. доповідь «*Термодинамічний аналіз навуглецювання марганцю до Mn_3C при відновленні з манган монооксиду газом CO*») показали, що за реальних температур відновних печей навуглецювання марганцю газом CO не відбувається. При цьому треба пам'ятати, що дисмутація за реакцією (4) Будуара монооксиду вуглецю і утворення з нього $C_{саж}$ термодинамічно може відбуватися лише при низьких температурах: відповідно до власних термодинамічних розрахунків [1, 2] – виключно до граничної температури $T_{гр}$ = 709 °C. За аналізом даних інших дослідників $T_{гр}$ знаходиться в інтервалі 557–761°C [1–4]. Тому $C_{саж}$ не може брати участі при навуглецюванні відновленого марганцю. Отже, ймовірно, що основним і термодинамічно можливим шляхом навуглецювання залишається взаємодія відновленого марганцю з твердим вуглецем. Таким чином, особливої актуальності набувають питання дослідження термодинамічних аспектів перебігу процесів навуглецювання марганцю, відновленого з манган монооксиду, твердим вуглецем.

Метою даної роботи є проведення термодинамічного аналізу варіантів хімічної реакції (2), які передбачають різні комбінації агрегатних станів реагуючих речовин і продуктів реакції. Це дозволить визначити можливість перебігу кожного варіанту реакції (2) та, якщо цей варіант термодинамічно можливий, визначити діапазон теоретичних (термодинамічних) температур його перебігу.

Можливості перебігу хімічної реакції (2) розглянуто при всіх можливих комбінаціях агрегатних станів відновленого з MnO марганцю (Mn) і його карбіду Mn_3C (індекси: т – тверда речовина, р – рідина, г – газ):

$$3Mn_т + C_т \rightarrow Mn_3C_т; \quad (2.1)$$

$$3Mn_т + C_т \rightarrow Mn_3C_р; \quad (2.2)$$

$$3Mn_р + C_т \rightarrow Mn_3C_т; \quad (2.3)$$

$$3Mn_р + C_т \rightarrow Mn_3C_р, \quad (2.4)$$

для чого автором були виведені формули для розрахунку значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^o реакцій (2.1)–(2.4) залежно від температури Т (у К):

$$\Delta G_T^o(2.1) = – 35000 + 56{,}74 \cdot T, \text{ Дж/моль}; \quad (II.I)$$

$$\Delta G_T^o(2.2) = – 20000 + 1{,}84 \cdot T, \text{ Дж/моль}; \quad (II.II)$$

$$\Delta G_T^o(2.3) = – 76400 + 84{,}04 \cdot T, \text{ Дж/моль}; \quad (II.III)$$

$$\Delta G_T^o(2.4) = – 61400 + 29{,}14 \cdot T, \text{ Дж/моль} \quad (II.IV)$$

При цьому теоретичні (термодинамічні) значення граничних (рівноважних) температур $T_{гр}$ для хімічних реакцій (2.1)–(2.4) можна визначити, використовуючи отримані розрахункові рівняння (II.I)–(II.IV).

Аналіз з метою з'ясування можливості перебігу реакцій (2.1)–(2.4), тобто варіантів хімічної реакції (2), за виведеними виразами (II.I)–(II.IV) проведено, виходячи із значень температур плавлення $t_{пл}$ речовин, що беруть участь у цих реакціях:

– для чистого (безвуглецевого) марганцю (Mn) $t_{пл}$=1244°С;

– для Mn_3C $t_{пл}$=1520°С.

Проаналізовано можливість перебігу і його умови для кожного з варіантів (2.1)–(2.4) хімічної реакції (2) навуглецювання відновленого марганцю твердим вуглецем за виведеними виразами (II.I)–(II.IV):

– реакція (2.1) термодинамічно могла б перебігати при температурах до 344°С, при якій ΔG_T^o=0, однак у твердому стані реагуючих речовин вона *не може перебігати*, оскільки твердофазні реакції повинні бути екзотермічними (для порушення стабільності кристалічних ґраток при нагріванні), а реакція (2.1) є ендотермічною;

– реакція (2.2) термодинамічно могла б перебігати при температурах до 10597°С, при якій ΔG_T^o=0, однак вона *не може перебігати,* тому що, як і реакція (2.1), є ендотермічною з реагентами у твердому стані;

– реакція (2.3) термодинамічно могла б перебігати при температурах до 636°С, при якій ΔG_T^o=0, однак вона *не має сенсу*, тому що марганець при цих температурах не може знаходитися у рідкому стані;

– реакція (2.4) термодинамічно могла б перебігати при температурах до 1834°С, при якій $\Delta G_T^o=0$, однак вона *може перебігати* лише в інтервалі 1520–1834°С (де Mn_3C з $t_{пл}$=1520°С і Mn з $t_{пл}$=1244°С можуть знаходитися у рідкому стані).

Як показали власні термодинамічні дослідження варіантів процесу відновлення Mn з MnO твердим вуглецем (див. доповідь «*Термодинамічний аналіз процесів відновлення марганцю з манган монооксиду твердим вуглецем*») і газом CO [5, 6], отримання з манган монооксиду чистого марганцю, що буде піддаватися карбюризації, неможливе у сиродутному горні. Цей процес може відбуватися тільки у доменній печі за реакцією відновлення рідкого Mn твердим вуглецем, яка термодинамічно можлива тільки понад 1370°С за умови, що MnO буде перебувати у рідкому стані. За цих умов навуглецювання цього відновленого марганцю до Mn_3C твердим вуглецем у доменній печі можливе тільки за варіантом (2.4) реакції (2) при рідкому стані відновленого марганцю і в інтервалі температур 1520–1834°С (при яких MnO, Mn і Mn_3C можуть знаходитися у рідкому стані).

При цьому варіанти (2.1) і (2.2) хімічної реакції (2) навуглецювання марганцю з реагентами у твердому стані не можуть відбуватися через ендотермічність цих реакцій.

Варіант (2.3) реакції (2) навуглецювання марганцю термодинамічно може перебігати при низьких температурах – до 636°С, однак лише за умови, що марганець буде знаходитися у рідкому стані (для Mn $t_{пл}$=1244°С), що неможливо здійснити у реальних умовах.

Висновки. Таким чином, одержані результати свідчать, що механізм процесу навуглецювання до Mn_3C відновленого марганцю з манган монооксиду твердим вуглецем у реальних умовах доменної печі може мати наступну двоступінчасту схему: $MnO \rightarrow Mn \rightarrow Mn_3C$. Для підтвердження цього положення необхідно продовжити дослідження з метою встановлення дійсного механізму відновлення марганцю безпосередньо з рудної сировини з його подальшим навуглецюванням до Mn_3C. Це дозволить розробити науково обґрунтовану фізико-хімічну модель процесу.

Список літератури

1. Пантейков С. П. Визначення температур перебігу реакцій відновлення марганцю з його діоксиду газом CO і газифікації твердого вуглецю за стандартними значеннями ентальпії та ентропії. “Стратегія якості в промисловості і освіті”: Матеріали XVIII Міжнародної конференції (3–6 червня 2024 р., м. Варна, Болгарія). Дніпро-Варна, 2024. С. 95–101. URL: https://nmetau.edu.ua/file/varna-2024-full-1.pdf.

2. Пантейков С. П. Визначення температур перебігу реакцій відновлення марганцю з його діоксиду газом CO і газифікації твердого вуглецю за хімічною спорідненістю речовин до кисню. “Стратегія якості в промисловості і освіті”: Матеріали XVIII Міжнародної конференції (3–6 червня 2024 р., м. Варна, Болгарія). Дніпро-Варна, 2024. С. 101–106.URL: https://nmetau.edu.ua/file/varna-2024-full-1.pdf.

3. Geng S., Ding W., Lu X. Carbon deposition on iron surfaces in CO–CO_2 atmosphere. *Ironmaking & Steelmaking* 42(9). P. 714–720 **(**2015). DOI: https://doi.org/10.1179/1743281215Y.0000000049.

4. Out of C and CO, which is a better reducing agent at 673K? URL: https://www.quora.com/Out-of-C-and-CO-which-is-a-better-reducing-agent-at-673K.

5. Аналіз процесів ступінчастого відновлення марганцю з його діоксиду газом CO і газифікації твердого вуглецю з позицій термодинаміки / С. П. Пантейков, Я. І. Бондаренко, А. А. Романенко, І. І. Узунов. *Сучасні проблеми металургії*, № 27, 2024. С. 141–158. DOI: https://doi.org/10.34185/1991-7848.2024.01.10.

6. Розрахунок термодинамічних температур перебігу хімічних реакцій процесу ступінчастого відновлення марганцю з його діоксиду газом CO і газифікації твердого вуглецю за мірами хімічної спорідненості речовин до кисню / С. П. Пантейков, Я. І. Бондаренко, А. А. Романенко, І. І. Узунов. *Збірник наукових праць ДДТУ: (тематичний випуск) «До 95-річчя кафедри металургії ім. проф. В.І.Логінова ДДТУ»* / Кам’янське: ДДТУ, 2024. С. 63–75. DOI: https://doi.org/10.31319/2519-2884.tm.2024.6.

УДК 669.74:66.048.3:546.26-31:541.11

С. П. Пантейков

Дніпровський державний технічний університет, Кам’янське, Україна

ТЕРМОДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ ПРОЦЕСІВ НАВУГЛЕЦЮВАННЯ МАРГАНЦЮ ДО Mn_3C ПРИ ВІДНОВЛЕННІ З MnO ТВЕРДИМ ВУГЛЕЦЕМ

У металургії процеси відновлення оксидів марганцю здійснюються газом CO за високих температур, що передбачає утворення нижчого оксиду марганцю – манган монооксиду (MnO) як безпосереднього попередника металу. Металевий марганець при цьому відновлюється при взаємодії MnO з твердим вуглецем (C). У результаті відновлений марганець практично завжди містить підвищений вміст вуглецю та перебуває частково у вигляді карбідів.

Навуглецювання відновленого з рудних матеріалів марганцю є складним гетерогенним фізико-хімічним процесом. Воно відбувається через низку хімічних реакцій за участю речовин у різних фізичних станах. Наукові уявлення про процеси навуглецювання відновленого марганцю наведені в багатьох літературних джерелах і навчальних матеріалах. Водночас ці уявлення є суперечливими щодо механізму навуглецювання марганцю у процесі його відновлення з манган монооксиду. Термодинамічний аналіз відповідних хімічних реакцій становить значний науковий інтерес, оскільки дозволяє, визначивши умови їх перебігу, уточнити механізм формування карбідних фаз в системі Mn–C.

Існуючі наукові підходи по-різному трактують взаємозв'язок між процесами відновлення Mn та його навуглецювання. Зокрема, частина дослідників розглядає ці процеси як послідовні стадії – відновлення Mn з MnO та подальше утворення карбідів марганцю, аналізуючи їх окремо за схемами: $MnO \rightarrow Mn$ і $Mn \rightarrow Mn_3C$. При цьому вважається, що зазначені хімічні перетворення можуть відбуватися за рахунок як газу CO, так і твердого вуглецю C, або їх комбінації.

Однак результатами проведених автором термодинамічних досліджень процесів відновлення марганцю з манган монооксиду за рахунок газу CO [1, 2]

$$MnO + CO \rightarrow Mn + CO_2 \qquad (1.1)$$

і навуглецювання цього марганцю газом CO (див. доповідь «*Термодинамічний аналіз навуглецювання марганцю до Mn_3C при відновленні з манган монооксиду газом CO*»)

$$3Mn + 2CO \rightarrow Mn_3C + CO_2 \qquad (1.2)$$

автором встановлено, що при температурах реального процесу у відновних печах окремо реакції (1.1) і (1.2) термодинамічно неможливі.

Крім того, результатами термодинамічних досліджень процесів відновлення Mn з MnO за рахунок твердого вуглецю (див. доповідь «*Термодинамічний аналіз процесів відновлення марганцю з манган монооксиду твердим вуглецем*»)

$$MnO + C \rightarrow Mn + CO \qquad (2.1)$$

і навуглецювання відновленого марганцю твердим вуглецем (див. доповідь «*Термодинамічний аналіз процесів карбюризації відновленого марганцю до Mn_3C твердим вуглецем*»)

$$3Mn + C \rightarrow Mn_3C \quad (2.2)$$

автором встановлено, що при температурах реального процесу у відновних печах окремо реакції (2.1) і (2.2) також термодинамічно неможливі.

Інші наукові підходи розглядають процес відновлення Mn та його навуглецювання як єдиний (сумісний) процес утворення карбіду марганцю. У цьому випадку вважається, що процес може відбуватися за рахунок твердого вуглецю за реакцією:

$$3MnO + 4C \rightarrow Mn_3C + 3CO, \quad (3)$$

або за участю газоподібного CO:

$$3MnO + 5CO \rightarrow Mn_3C + 4CO_2 \quad (4)$$

Також існують уявлення, що визначають значну роль у навуглецюванні марганцю реакції диспропорціонування монооксиду вуглецю (CO):

$$2CO \rightarrow C_{саж} + CO_2 \quad (5)$$

з подальшою участю утвореного сажистого вуглецю ($C_{саж}$) у відновленні та навуглецюванні марганцю за реакціями (2.1), (2.2) і (3), зводячи зазначені процеси до відновлення і навуглецювання Mn газом CO відповідно за реакціями (1.1), (1.2) і (4).

Проте результати термодинамічних досліджень свідчать, що за реальних температур у відновних печах реакції (3) і (4) відновлення навуглецьованого марганцю відповідно сажистим вуглецем $C_{саж}$ (див. доповідь «*Термодинамічний аналіз процесів карбюризації відновленого марганцю до Mn_3C твердим вуглецем*») і газом CO (див. доповідь «*Термодинамічний аналіз навуглецювання марганцю до Mn_3C при відновленні з манган монооксиду газом CO*») є термодинамічно неможливими.

У зв’язку з цим особливої актуальності набуває дослідження термодинамічних закономірностей сумісного процесу відновлення карбіду марганцю з манган монооксиду твердим вуглецем, що є необхідним для розуміння механізмів утворення марганцевих карбідних фаз при відновленні марганцю з марганецьвмісної сировини у сучасних відновних агрегатах.

Метою роботи є проведення термодинамічного аналізу варіантів хімічної реакції (3), які передбачають різні комбінації агрегатних станів реагуючих компонентів та продуктів реакцій, що дозволить встановити можливість перебігу кожного варіанту реакції (3) та, у разі термодинамічної його можливості, визначити діапазон теоретичних температур.

Можливість перебігу хімічної реакції (3) розглянуто при різних комбінаціях агрегатних станів MnO і Mn_3C (індекси: т – тверда речовина, р – рідина, г – газ):

$$3MnO_т + 4C_т \rightarrow Mn_3C_т + 3CO_г; \quad (3.1)$$

$$3MnO_т + 4C_т \rightarrow Mn_3C_р + 3CO_г; \quad (3.2)$$

$$3MnO_р + 4C_т \rightarrow Mn_3C_т + 3CO_г; \quad (3.3)$$

$$3MnO_р + 4C_т \rightarrow Mn_3C_р + 3CO_г, \quad (3.4)$$

для чого виведено формули для розрахунку значень вільної енергії Гіббса ΔG_T^o зазначених реакцій залежно від температури Т (у К).

Отримані автором формули для реакцій (3.1)–(3.4) мають вигляд:

$$\Delta G_T^o(3.1) = 788740 – 430{,}16 \cdot T, \text{ Дж/моль}; \quad (III.I)$$

$$\Delta G_T^o(3.2) = 803740 – 485{,}06 \cdot T, \text{ Дж/моль}; \quad (III.II)$$

$$\Delta G_T^o(3.3) = 686740 – 380{,}36 \cdot T, \text{ Дж/моль}; \quad (III.III)$$

$$\Delta G_T^o(3.4) = 701740 – 435{,}26 \cdot T, \text{ Дж/моль} \quad (III.IV)$$

При цьому теоретичні значення граничних (рівноважних) температур $T_{гр}$ для реакцій (3.1)–(3.4) можна визначити, використовуючи отримані рівняння (III.I)–(III.IV).

Аналіз можливості перебігу хімічних реакцій (3.1)–(3.4), тобто варіантів хімічної реакції (3), проведено за виведеними автором виразами (III.I)–(III.IV) на основі наступних значень температур плавлення $t_{пл}$ речовин, що беруть участь у цих реакціях:

– *манган монооксиду (MnO):* для чистого (без домішок у вигляді SiO_2 і CaO) MnO $t_{пл}$=1780°С, однак MnO може перебувати у рідкому стані при менших температурах завдяки утворенню легкоплавкої евтектики, мінімальна температура плавлення якої становить $t_{пл}$=1251°С;

– *карбіду марганцю (Mn_3C):* Mn_3C $t_{пл}$=1520°С.

Проведений аналіз виявив такі термодинамічні умови перебігу варіантів (3.1)–(3.4) хімічної реакції (3) відновлення з манган монооксиду навуглецьованого марганцю твердим вуглецем за виведеними автором виразами (III.I)–(III.IV):

– реакція (3.1) термодинамічно могла б перебігати вище граничної температури $T_{гр}$=1561°C, при якій для неї ΔG_T^o=0, однак при твердому стані реагуючих речовин вона *не може перебігати*, оскільки твердофазні реакції повинні бути екзотермічними, а реакція (3.1) є ендотермічною;

– реакція (3.2) термодинамічно могла б перебігати вище граничної температури $T_{гр}$=1384°C, при якій для неї ΔG_T^o=0, теоретично вона могла б перебігати вище 1520°C (де карбід Mn_3C перебуває у рідкому стані), однак, як і реакція (3.1), вона *не може перебігати* при твердому стані реагуючих речовин, оскільки є ендотермічною;

– реакція (3.3) термодинамічно могла б перебігати вище граничної температури $T_{гр}$=1532°C, при якій для неї ΔG_T^o=0, однак вона *не має сенсу*, оскільки при таких температурах Mn_3C не може перебувати у твердому стані;

– реакція (3.4) термодинамічно могла б перебігати вище граничної температури $T_{гр}$=1339°C, при якій для неї ΔG_T^o=0, однак вона *не має сенсу*, оскільки при таких температурах Mn_3C не може перебувати у рідкому стані.

Висновки. Таким чином, термодинамічні дослідження процесів відновлення Mn_3C з MnO твердим вуглецем, що описані варіантами (3.1)–(3.4) реакції (3), показали, що вони не можуть відбуватися при реальних температурах у будь-якій відновній печі. Проте марганець у доменній печі може і відновлюватися, і навуглецьовуватися. Це свідчить про існування іншого механізму навуглецювання відновленого з манган монооксиду марганцю твердим вуглецем, що потребує подальшого проведення досліджень процесів відновлення і навуглецювання марганцю для створення фізико-хімічної моделі повного процесу відновлення марганцю безпосередньо з рудних матеріалів у відновній печі.

Список літератури

1. Пантейков С. П. Визначення температур перебігу реакцій відновлення марганцю з його діоксиду газом CO і газифікації твердого вуглецю за стандартними значеннями ентальпії та ентропії. “Стратегія якості в промисловості і освіті”: Матеріали XVIII Міжнародної конференції (3–6 червня 2024 р., м. Варна, Болгарія). Дніпро-Варна, 2024. С. 95–101. URL: https://nmetau.edu.ua/file/varna-2024-full-1.pdf.

2. Пантейков С. П. Визначення температур перебігу реакцій відновлення марганцю з його діоксиду газом CO і газифікації твердого вуглецю за хімічною спорідненістю речовин до кисню. “Стратегія якості в промисловості і освіті”: Матеріали XVIII Міжнародної конференції (3–6 червня 2024 р., м. Варна, Болгарія). Дніпро-Варна, 2024. С. 101–106.URL: https://nmetau.edu.ua/file/varna-2024-full-1.pdf.

УДК 672+504

Ю.М. Радченко, О.В. Гупало, Н.О. Волкова

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

УТВОРЕННЯ ПАРНИКОВИХ ГАЗІВ ПРИ ВИРОБНИЦТВІ СТАЛІ В КОНВЕРТОРАХ ПРАТ "ДМЗ"

Поступове потепління клімату Землі пов'язують з господарською діяльністю людства, яка зумовлює надходження до атмосфери Землі як явної теплоти від спалювання палива, так і викиди в повітря газів, що заважають відтоку надлишкової теплоти в космічний простір. Металургійне виробництво вважається одним з найбільших джерел надходження CO_2 в навколишнє середовище. Так, в роботі [1] зазначається, що частка чорної металургії у світових викидах CO_2 промисловими підприємствами складає 30%, а у загальних світових антропогенних викидах CO_2 - близько 9%.

У зв’язку з тим, що в теперішній час для виробництва сталі все також використовується киснево-конвертерний процес (ККП), в даному досліджені розглядали утворення CO_2 при безпосередній продувці чавуну та при розкладанні вапняку, що необхідний для офлюсування SiO_2.

Для умов підприємства ПрАТ "ДМЗ", найбільш поширеними є наступні марки сталі, що виплавляють в киснево-конвертерному цеху (ККЦ):

- ст. 3пс, 3сп (кутик, швелер, балка);
- ст. 5сп, 5пс (заготовки);
- 15кп (автообід);
- 45 (трубна заготовка);
- 09Г2С (зварні металоконструкції);
- 63 (кранові рейки, круг сталевий).

Тому в виконаному досліджені обмежилися розглядом тільки цих марок сталі, як такими, що створюють основну кількість викидів CO_2 в атмосферу Дніпра.

Для розрахунків ККП була використана відома методика [2], реалізована у пакеті Microsoft Excel. Ця методика дозволила виконувати теплотехнічний розрахунок кисневого конвертера (КК), що включав матеріальний та тепловий баланси процесу.

В якості вихідних даних задавали хімічний склад основних домішок чавуну (як для передільного марки ПЛ1) та домішок сталі перед розкисленням, також приймали температуру рідкого чавуну при зливанні та температуру сталі при випуску з конвертера.

Також було прийнято, що розкладання вапняка ($CaCO_3$) відбувається безпосередньо в КК (на справді в ПрАТ "ДМЗ" використовують готове вапно (CaO), що попередньо випалюють в спеціальних печах, розташованих окремо).

На рисунку представлені дані, що до кількості CO_2, що утворюється при виплавці сталі з розрахунку на 1 тону чавуну. Для наочності зазначені кінцеві концентрації вуглецю ($C_{ст}$) та кремнію ($Si_{ст}$) в сталі перед її розкисленням.

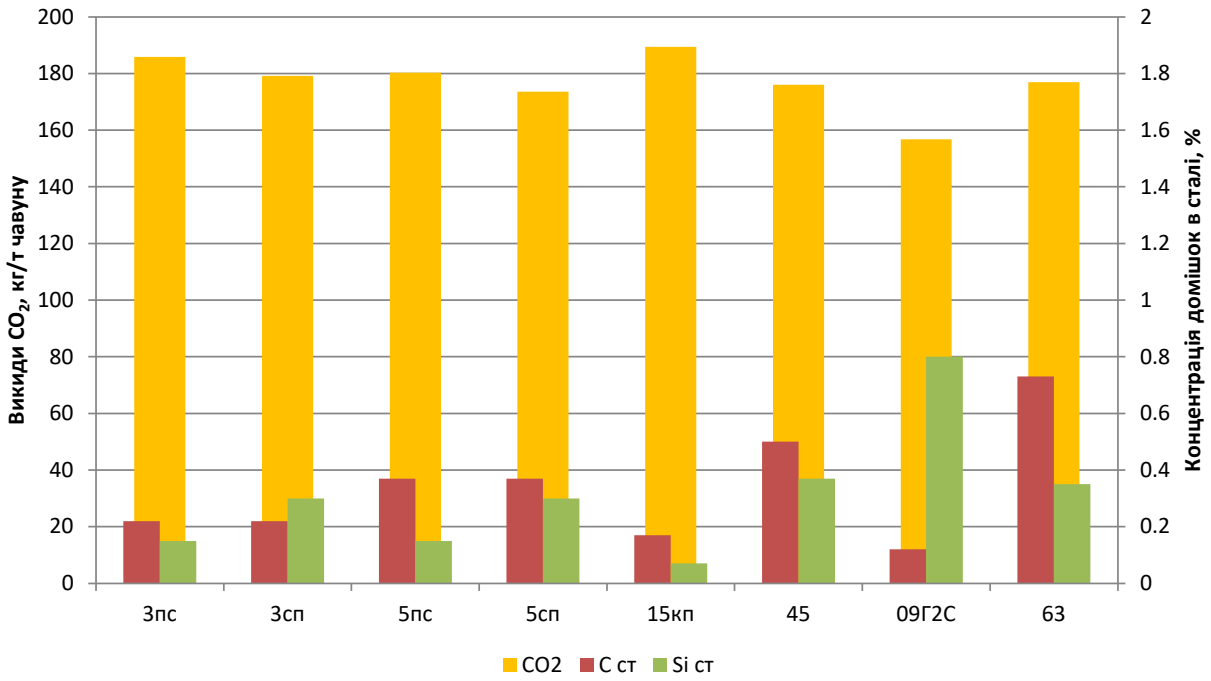


Рисунок - Питомі викиди CO_2 при отриманні сталі в КК

Висновки

Результати виконаних розрахунків загальної кількості CO_2 при виробництві різних марок сталі показують, що чим менша кінцева концентрація вуглецю та кремнію в сталі, тим більша питома кількість CO_2 викидається в атмосферу міста.

Абсолютна кількість викидів CO_2 та теплове забруднення довкілля залежить від виробничої програми підприємства і планується для вивчення при подальшій роботі в цьому напрямку.

Список літератури

1. Шатоха В.І. Сталий розвиток чорної металургії: Монографія. Дніпропетровськ: "Дріант", 2015. - 184 с.

2. Металургійні печі. Теорія та розрахунки: Посібник. В 2 т. Т.2/ В.Й. Губинський [та інш.]; під заг.ред. В.Й. Тимошпольского, В.Й. Губинського. - Мінськ: Белорус. наука, 2007. – 832 с.

УДК 621.771.26 : 621.7.011

В. Г. Раздобрєєв, К. Ю. Ключніков, О. П. Іванов, Д. Г. Паламар, О. І. Лещенко

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова Національної Академії Наук України, м. Дніпро

ДО ПИТАННЯ ВИНИКНЕННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ В ПРОЦЕСІ ЗНАКОЗМІННОГО ДЕФОРМУВАННЯ ПРОФІЛЮ СТРІЧКОВОГО ТИПУ ПРИ ЙОГО ПРОТЯГУВАННІ ЧЕРЕЗ РОЛИКОВИЙ ЗГИНО-РОЗТЯГУВАЛЬНИЙ ПРИСТРІЙ

При проектуванні технології виробництва профілів стрічкового типу запропоновано використовувати сумісний процес волочіння в роликовій волоці та знакозмінного деформування в багатороликовому згино-розтягувальному пристрої (ЗРП). При цьому необхідно вирішувати ряд питань, які пов’язані з правильним вибором режимів, що забезпечують отримання готової металопродукції високої якості. Одним з складних питань є формування напружено-деформованого стану по висоті профілю стрічкового типу в процесі знакозмінного деформування при його протягуванні через роликовий ЗРП. В технічній літературі існують загальновідомі методи дослідження напружено-деформованого стану металу при обробці металів тиском, які можна поділити на дві основні групи – експериментальні та теоретичні.

Експериментальні методи визначення напружено-деформованого стану металу у багатьох випадках дозволяють отримати достовірну картину течії металу та обчисленого за цією картиною напруженого стану. Однак експериментальні дослідження за цими методами мають такі недоліки: велика трудомісткість проведення експериментів та складність обробки одержаних результатів (метод гвинтів, метод координатних сіток, метод оптичних покриттів, метод муар, метод фотопластичної моделі); мають велику (30 %) похибку вимірювання напружень, а також вимагають наявність дорогого обладнання (голографічна інтерферометрія, електронна спеклінтерферометрія, рентгенівські та ультразвукові методи вимірювання); необхідність руйнації металовиробу (механічні методи).

Для теоретичного дослідження напружено-деформованого стану металу при обробці металів тиском використовують різні методи: характеристик (ліній ковзання); варіаційні, дискретні, сіткові, проекційні і проекційно-сіточні та їх різновиди. З найбільш перспективних методів розв’язання деформаційних завдань є застосування чисельного моделювання, в основі якого покладено метод скінченних елементів (МСЕ).

В Інституті чорної металургії НАН України на протязі останнього часу проводяться дослідження процесу волочіння у роликових волоках для виробництва профілів стрічкового типу. В результаті цих досліджень було розроблено та перевірено кінцево-елементну математичну модель напружено-деформованого стану металу в процесі отримання профілів стрічкового типу різного розміру методом волочіння у роликових волоках. Ця модель була нами доопрацьована для умов процесу знакозмінного деформування профілів стрічкового типу при його протягуванні в роликовому ЗРП з урахуванням пружного розвантаження металу після його виходу з ЗРП.

Для моделювання знакозмінної деформації профілю стрічкового типу вихідною висотою 5,2 мм зі сталі марки Ст.08 згином з розтягуванням використовували одноплощинний трьохроликовій ЗРП з вертикальним розташуванням роликів. Параметри моделювання були прийняти 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 профілю стрічкового типу, яка розміщується між верхніми та нижнім 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 профілю стрічкового типу за рахунок сил тертя між прокатом та роликами; 5) оцінка пружного розвантаження матеріалу після виходу з згино-розтягувального пристрою. Перший і третій етапи – динамічні із завданням поступального та обертального рухів роликів згино-розтягувального пристрою, а решта – статичні без завдання руху роликів. Для опису контактної взаємодії між роликами та профілем стрічкового типу 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 прокату – динамічний, рівний 0,12.

За результатами моделювання встановлено, що в процесі навантаження профілю стрічкового типу під натискним роликом верхні шари металу відчувають напруження, що розтягують, а нижні – що стискають. При цьому максимальні значення напружень, які формуються в процесі знакозмінної деформації на верхній поверхні профілю стрічкового типу при його протягуванні через ЗРП становлять +576 МПа, а на його нижній поверхні -588 МПа. Ці значення вище величини границі плинності сталевого прокату зі сталі Ст.08 після попередньої холодної деформації його в двохвалковій роликовий волоці зі ступеню відносної деформації 10 %, яка складала $\sigma_{0,2}$=572 МПа, тобто матеріал деформується в пружно-пластичній області.

Після пружного розвантаження характер розподілу повздовжніх залишкових напружень по поперечному перерізу стає складнішим. Верхні волокна матеріалу профілю стрічкового типу та волокна матеріалу прокату, що розташовуються на відстані 1,2 мм вглиб від верху прокату стискаються. Максимальне значення залишкових стискаючих напружень на верхніх шарах профілю стрічкового типу становить -350 МПа. В середині профілю на відстані від 1,2 до 2,6 мм від верху прокату відбувається зміна знаку залишкових напружень і волокна матеріалу прокату – розтягуються. В цьому випадку максимальне значення залишкових напружень, що розтягують волокна матеріалу профілю стрічкового типу спостерігаються на глибині 1,8 мм від верху прокату і становить +289 МПа. Далі по висоті прокату на відстані від 2,6 до 4,0 мм від верху профілю стрічкового типу знову відбувається зміна знаку залишкових напружень та волокна матеріалу прокату стискаються. При цьому максимальне значення залишкових стискаючих напружень формуються на глибині 3,4 мм від верху прокату дорівнює -334 МПа. По висоті профілю стрічкового типу волокна металу, які розташовані від нижньої поверхні прокату до висоти 1,2 мм від нижньої

поверхні прокату знов спостерігається зміна знаку напруження та ці волокна відчувають розтягнення. Максимальне значення залишкових напружень, що розтягують у нижніх шарах штаби після її виходу з ЗРП становить +365 МПа. При знятті зовнішнього впливу відбувається пружне розвантаження матеріалу профілю стрічкового типу, яке супроводжується релаксацією напружень у приповерхневих областях прокату, з формуванням області «стиснених» пружних напружень у центральній частині перерізу профілю.

Встановлено, що центральна частина перерізу профілю стрічкового типу відчувала лише пружні деформації у процесі навантаження. Через наявність пружних деформацій у середині прокату у цій зоні відбувається накопичення потенційної енергії деформації при знакозмінній деформації профілю стрічкового типу. Оскільки незворотні пластичні деформації локалізовані у при поверхневих шарах прокату висотою, що дорівнює 1,2 мм зверху і знизу, то при розвантаженні ці шари стають перешкодою щодо вивільнення оборотної потенційної енергії пружної деформації. Саме наявність обмеженої потенційної енергії призводить до виникнення залишкових напружень. При видаленні зовнішніх сил накопичена потенційна енергія витрачається на відновлення початкового недеформованого стану профілю стрічкового типу. За рахунок цього в поверхневих розтягнутих волокнах верхній частині профілю стрічкового типу виникають внутрішні зусилля, які призводять до їх стиснення, а в нижніх поверхнях стиснутих поверхневих волокнах прокату, навпаки, до розтягування. Таким чином, після зняття навантаження виникають стискаючі залишкові напруження зверху прокату і напруження, що розтягують знизу профілю, ці напруження врівноважуються напруженнями, що виникають в іншій частині перерізу металу.

У контакті з натискним роликом спостерігається зростання потенційної енергії, а при виході профілю стрічкового типу з контакту із роликом – її зменшення. Зі зростанням міцності матеріалу профілю стрічкового типу при одних і тих же параметрах знакозмінної деформації потенційна енергія зростає, значення її залишаються більшими і під час проходження прокату між роликами. В результаті моделювання встановлено, що після виходу профілю стрічкового типу з ЗРП значення потенційної енергії зменшується від 2,54 до 1,26 мДж або в два рази. Таким чином, механізм виникнення залишкових напружень в процесі знакозмінному деформуванні профілю стрічкового типу при його протягуванні через роликовий ЗРП обумовлено неоднорідністю розподілу деформацій по висоті прокату

За допомогою математичного моделювання процесу знакозмінної деформації профілю стрічкового типу висотою 5,2 мм зі сталі марки Ст.08 вперше встановлено,

що: механізм виникнення залишкових напружень обумовлений величиною пластичної деформації та неоднорідністю розподілу деформацій по висоті профілю стрічкового типу при обробці в згино-розтягувальному пристрої; після знакозмінного деформування в згино-розтягувальному пристрої на верхній поверхні профілю стрічкового типу формуються поздовжні залишкові напруження, що стискають, а на нижній – що розтягують, в середині по його висоті вони дорівнюють нулю, в інших частинах перерізу значення напруження протилежні за знаком.

Отримані результати дозволяють визначати основні підходи до проектування технологічних параметрів процесу знакозмінної деформації профілів стрічкового типу в згино-розтягувальному пристрої, що забезпечить їх виробництво з високою якістю.

УДК 669.187.26:621.3.035.21

В. О. Рубан

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

АНАЛІЗ ФАКТОРІВ РУЙНУВАННЯ ТА ТЕПЛОВОГО СТАНУ ГРАФІТОВАНИХ ЕЛЕКТРОДІВ НА УКП

Основним джерелом теплової енергії для нагріву сталі при позапічній обробці на УКП є електрична дуга, що генерується трьома графітованими електродами. Вартість електродів при виплавці сталі складає одну з істотних витратних статей готової продукції, тому актуальним завданням при зниженні собівартості готової продукції є зменшення питомої витрати електродів.

Високотемпературне нагрівання графітованих електродів (ГЕ) призводить до їх фізичного та хімічного руйнування через утворення зон локального перегріву та окиснення поверхні газами. Попри можливість компенсації теплових втрат за допомогою енергії електричної дуги, наразі бракує достовірних даних про експлуатацію порожнистих електродів під час позапічної обробки сталі. Основними проблемами залишаються складнощі у визначенні оптимальних умов подачі газів через електрод, їхнього впливу на його тепловий стан, а також недостатнє вивчення резервів енергетичного потенціалу дуги та їхнього впливу на собівартість готової продукції [1, 2].

Основними чинниками витрати графітованих електродів (ГЕ) є фізичне (теплові та механічні навантаження) і хімічне руйнування (окислення поверхні та сублімація

графіту в дузі) [3]. Вартість електродів становить 8–12,5 % собівартості сталі, проте більшість наявних даних стосується електропечей і не повністю враховує специфіку роботи установки «ківш-піч» [4].

Ключові показники зносу електродів:

- Окислення бічної поверхні та торця атмосферою печі (починається при температурі 500 °С) — 55–75 % від загального руйнування;
- Електрична ерозія робочої поверхні — 15–25 %;
- Механічне руйнування — 10–20 %.

Одним із перспективних способів зниження питомої витрати ГЕ (до 1,5 раза) є випарне охолодження бічної поверхні. Проте наразі спостерігається дефіцит даних щодо розподілу температурних полів у тілі електрода в різних режимах його експлуатації [5].

Застосування графітованих порожнистих електродів забезпечує комплексний позитивний вплив на роботу установки «ківш-піч» (УКП). Зокрема, це дозволяє підвищити експлуатаційну стійкість футерування агрегату, стабілізувати енергетичні параметри дуги та інтенсифікувати металургійні процеси рафінування завдяки оптимізації теплообміну та керованій подачі газового середовища через осьовий канал електрода [1, 2].

Таким чином, аналіз факторів руйнування графітованих електродів свідчить, що основними причинами їх високої витрати на УКП є окислення бічної поверхні та електрична ерозія. Застосування порожнистих електродів є перспективним рішенням для підвищення енергоефективності процесу та стійкості футерування. Проте для досягнення максимального економічного ефекту необхідне подальше вивчення впливу подачі газів через осьовий канал на формування температурних полів у тілі електрода, що дозволить оптимізувати режими його експлуатації та знизити собівартість сталі.

Перелік посилань

1. Ruban, V. O. The investigation of the thermal performance of the graphitized hollow electrode in the «ladle-furnace» with the supply of neutral gas / V. O. Ruban, O. M. Stoianov // Metal and casting of Ukraine. – 2023 – №2 – P. 18–26. doi: https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.018

2. Ruban, V. Investigating Cavity Formation in an Electric Arc Zone During Out-of-Furnace Processing of Steel / V. Ruban, O. Stoianov, K. Niziaiev, Y. Synehin,

S. Zhuravlova, K. Malii // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2023. – № 4/1. – С. 134–142. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2023.284884

3. Грудницький, О.М. Особливості експлуатації графітованих електродів на електродугових сталеплавильних печах / О.М. Грудницький, В.М. Коробов, Р.А Ісхаков // Матеріали VII Міжнар. конф. «Тепло- та масообмінні процеси в металургійних системах». Маріуполь, 2006. - 6-8 вересня. – С. 36–37.

4. Шляхи зниження питомої витрати графітованих електродів на електродугових сталеплавильних печах / О.М. Грудницький, Р. А. Ісхаков, В. М. Коробов, // Литво. Металургія. – 2011. – С. 35–36.

5. Mokhov, A.V. Simulation of the thermal state of graphitized electrodes in an arc furnace with allowance for evaporation cooling / V.A. Mokhov, I.M. Yachikov // Metallurgy (Metally). – 2013. – №6. – S. 465–470.

УДК 621.365.2.016:669.187.25

В. О. Рубан

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ЕНЕРГЕТИЧНА ТА ТЕХНОЛОГІЧНА ЕФЕКТИВНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ ГРАФІТОВАНИХ ПОРОЖНИСТИХ ЕЛЕКТРОДІВ

На початку 50-х років були проведені перші експерименти з використанням графітованих порожнистих електродів з метою вивчення їх впливу на стабільність дугового розряду. Основна увага була приділена дослідженню електричного режиму. Результати експериментів показали, що наявність отвору в електроді забезпечує стабілізацію електричної дуги. Випробування проводилися на печах ємністю 5–125 т, відношення $d_{отв}$ / $d_{ел}$ коливалося в межах 0,05–0,45 ($d_{отв}$ – діаметр отвору електрода, $d_{ел}$ – діаметр електрода). Дуга концентрується на кромці внутрішнього отвору порожнистого електрода, стає масивною, займає практично вертикальне положення. За цією технологією через порожнистий електрод подається захисний газ (аргон, азот або їх суміші), що знижує чад електродів і, отже, зменшує ймовірність і рівень навуглецювання металу [1–3].

Дослідження роботи електросталеплавильної печі на порожнистих електродах підтверджено, що струмове навантаження по фазах набуває більш стабільного

характеру і збільшується в середньому на 20–30 %. Зокрема, було відзначено наступні показники енергоефективності [4–7]:

- збільшення використання потужності у періоди неспокійного режиму з 84–85 % до 93–94 %;
- підвищення ККД нагріву на 5–7 %;
- зниження загальних витрат електроенергії до 15 %.

Дослідження впливу інжекції молекулярних газів показали значні результати у видаленні нітрогену. Так, інжекція 10 % водню та 5 % метану призводить до зниження вмісту нітрогену в металі з 200 до 20 ppm впродовж 80 хв завдяки утворенню на поверхні ціанідної кислоти та аміаку. Хоча при цьому спостерігалося тимчасове збільшення вмісту водню у 2–4 рази, вдування чистого аргону наприкінці обробки дозволяло повернути його до початкового рівня [8].

Досліди товариства British Oxygen Research and Development Ltd. із введення через ГПЕ аргону, азоту та інших газів у лабораторній печі підтвердили підвищення стійкості горіння дуги [9]. Найбільший ефект щодо скорочення тривалості плавлення та зменшення питомої витрати енергії досягається при введенні аргону, оскільки він забезпечує безшумне горіння дуги з самого початку плавлення [10].

Застосування графітованих порожнистих електродів є ефективним рішенням для стабілізації дугового розряду та підвищення загальної продуктивності сталеплавильних агрегатів. Впровадження цієї технології дозволяє поліпшити енергетичні показники роботи та забезпечує умови для проведення процесів рафінування металу шляхом інжекції газів безпосередньо в зону нагріву. Окрім того, порожниста конструкція електродів сприяє зменшенню їхнього зносу та ймовірності навуглецювання розплаву, забезпечуючи стабільне й безшумне горіння дуги протягом усього періоду плавлення.

Перелік посилань

1. Ruban, V. Investigating Cavity Formation in an Electric Arc Zone During Out-of-Furnace Processing of Steel / V. Ruban, O. Stoianov, K. Niziaiev, Y. Synehin, S. Zhuravlova, K. Malii // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2023. – № 4/1. – С. 134–142. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2023.284884

2. Ruban, V. O. The investigation of the thermal performance of the graphitized hollow electrode in the «ladle-furnace» with the supply of neutral gas / V. O. Ruban, O. M. Stoianov // Metal and casting of Ukraine. – 2023 – №2 – P. 18–26. doi: https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.018

3. Ruban V., Terekhov D., Stoianov O. Determining the heat and mass transfer patterns in the tundish of a continuous casting machine. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2025. Vol. 4, no. 1 (136). P. 6–14. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2025.336057

4. Brosovic J. A. // Iron and steel Engineer. –1959. – V. 36, № 11.

5. Schwabe W.E. Electrical and thermal factor in UHP arc furnaces designoperation / W.E. Schwabe // 9th Internacional congress UIE. – Cannes. – october, 1980. – S. 4–11.

6. Schwabe W. E. // Iron and steel Engineer, 1957. – V. 34, № 6.

7. Рубан, В. О. Дослідження гідродинамічних процесів ковшової ванни при продувці через донні дуттьові пристрої / В. О. Рубан, О. М. Стоянов, В. І. Мусійко та ін. Теорія і практика металургії. – 2024. – №1. – С. 21–27. doi: https://doi.org/10.15802/tpm.1.2024.03

8. Neuschtz, D. Nitrogen Removal and Arc Voltage Increase in EAF Steelmaking by Methane Injection into the Arc / D. Neuschtz, D. Spirine // Steel Research International. – 2003. – № 74. –. 19–25. doi: 10.1002/srin.200300156

9. Schwabe, W.E. Experimental result with hollow electrodes in electric steel furnaces. / W.E. Schwabe // Proceedings AISE. – 1957. – S. 448.

10. The Iron and Coal Trades Review. – 1960. – V. 180. № 4778. – S. 353–358.

11. Визначення раціонального температурно-швидкісного режиму розливання легованих хромистих сталей / К. Г. Нізяєв О. М. Стоянов, Х. В. Малій, Є. В. Синегін, В. О. Рубан. Науковий Журнал Метінвест Політехніки. Серія: Технічні науки. – 2025. – № 4. – С. 211–217. doi: https://doi.org/10.32782/3041-2080/2025-4-28

УДК 669

В. О. Рубан

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ЕНЕРГЕТИЧНІ ТА ГАЗОДИНАМІЧНІ ПАРАМЕТРИ ШЛАКОВОГО РЕЖИМУ

Ефективність функціонування установки «ківш-піч» визначається збалансованим поєднанням металургійних факторів десульфурації та енергодинамічних характеристик процесу. Згідно з наявними даними [1, 2], використання рафінувального шлаку в кількості 3–5 % від маси розплаву забезпечує високий ступінь очищення сталі від сірки (30–70 %). Водночас критично важливим аспектом під час дугового нагріву є

геометричні параметри шлакового шару: для стабілізації горіння електричних дуг та мінімізації теплових втрат у навколишнє середовище товщина шлаку має бути не меншою за довжину дуги. Важливу роль у забезпеченні стабільності цього процесу відіграє характер формування газової порожнини в зоні дуги, що безпосередньо впливає на енергоефективність нагріву [3].

На основі промислових випробувань (на прикладі обладнання фірми «VAI Fuchs») встановлено чітку кореляцію між електричним режимом роботи пічного трансформатора та геометричними параметрами шлакового шару. Визначено, що для найбільш розповсюдженого режиму дугового нагріву на першому ступені напруги оптимальна товщина шлакового покрову має становити 140 мм [4]. Дотримання розроблених рекомендацій щодо відповідності довжини дуги та товщини шлаку дозволяє мінімізувати випромінювання на футеровку кришки та забезпечити стабільність електричного контуру. Окрім цього дослідження змін температурних полів графітованих електродів дозволяють точніше прогнозувати їхній ресурс та теплові втрати під час обробки [5, 6].

Для стабільного горіння дуги рекомендовано підтримувати товщину шлаку на рівні, що на 20 % перевищує довжину дуги [7]. Проте існують чіткі верхні межі: за даними [4], при довжині дуги 160 мм товщина розплаву не має перевищувати 195 мм. Надмірне збільшення шлакового шару (понад 1,6–1,8 довжини дуги) призводить до замикання електричного струму безпосередньо через шлак, що спричиняє його різкий перегрів та порушує нормальний хід нагрівання металу.

Товщина шлакового шару є визначальним фактором у процесі вторинного окиснення та насичення металу газами. Встановлено [2, 4], що при недостатній товщині шлаку (менше 40 мм) спостерігається різка інтенсифікація поглинання азоту з атмосфери печі та підвищене науглецювання розплаву від електродів (до 2,0–2,5 ppm/хв). Для забезпечення економічності процесу та захисту металу параметри дугового нагріву мають корелювати з потужністю агрегату: оптимальним є перевищення товщини шлаку над довжиною дуги на 20–25 %.

Таким чином, шлаковий режим на установці «ківш-піч» виконує не лише рафінувальну, а й важливу енергозахисну функцію. Встановлено, що для забезпечення стабільності електричних дуг, мінімізації теплових втрат та захисту металу від газонасичення товщина шлакового шару повинна на 20–25 % перевищувати довжину дуги. Дотримання визначених геометричних параметрів дозволяє оптимізувати енерговитрати, запобігти перегріву шлаку та забезпечити високу якість сталі.

Перелік посилань

1. Dyudkin, D. A. Vyrobnytstvo stali na ahrehati kivsh-pich / D.O. Dyudkin, S.YU. Bat'ko, S.YE. Hrinberh, S.M. Maryntsiv; Pid navch. red. dokt. tekhn. nauk, prof. Dyudkina D.O. – Donets'k: TOV “Pivdennyy Skhid, LTD”, 2003. – 300 s.

2. Smirnov O.M., Zborshchik O.M. Rafinuvannya chavunu i stali: Navchal'nyy posibnyk. – Donets'k: DVNZ «DonNTU», 2012. – 186 s.

3. Ruban, V. Investigating Cavity Formation in an Electric Arc Zone During Out-of-Furnace Processing of Steel / V. Ruban, O. Stoianov, K. Niziaiev, Y. Synehin, S. Zhuravlova, K. Malii // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2023. – № 4/1. – С. 134–142. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2023.284884

4. Переворочаєв, Н.М. Удосконалення електричних та технологічних режимів доведення металу на установці ківш-піч / Н.М. Переворочаєв, Б.П. Крикунов // Метал та лиття України. – 2011. – №9–10. – С. 39–45.

5. Ruban, V. Determining changes in the temperature field of a graphitized hollow electrode during metal processing periods in ladle-furnace / V. Ruban, O. Stoianov, K. Niziaiev, Y. Synehin // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2021. – №2. – P. 109–115. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2021.230002

6. Ruban, V. O. The investigation of the thermal performance of the graphitized hollow electrode in the «ladle-furnace» with the supply of neutral gas / V. O. Ruban, O. M. Stoianov // Metal and casting of Ukraine. – 2023 – №2 – P. 18–26. doi: https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.018

7. Fruehan R. J. (Ed.). *The Making, Shaping and Treating of Steel*. — 11th ed. — Warrendale, PA : Association for Iron & Steel Technology, 1998. — 1450 p.

УДК 669

В. О. Рубан

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

МЕТАЛУРГІЙНІ ТА ХІМІЧНІ АСПЕКТИ ФОРМУВАННЯ ШЛАКУ

Ефективність десульфурації сталі в умовах установки «ківш-піч» безпосередньо залежить від кінетики формування рідкої фази рафінувального шлаку. Прискорене утворення рідкорухливого шлакового розплаву оптимального складу дозволяє максимально інтенсифікувати масообмінні процеси протягом обмеженого часу

обробки. Застосування синтезованих шлакових систем забезпечує тривале збереження їхньої реакційної здатності та стабільно високу рафінувальну здатність, що є ключовим фактором досягнення необхідної чистоти металу за сіркою [1, 2].

Експериментальні дослідження процесу рафінування у 120-тонних ковшах [3] підтвердили, що десульфурувальна здатність системи визначається не лише її хімічним складом, а й кратністю шлаку. Встановлено, що для забезпечення ефективного масообміну та стабільного перебігу реакцій оптимальна кількість шлаку має становити 2,0–3,5 % від маси металу [4]. Згідно з [1], перевищення цієї межі є недоцільним, оскільки значні витрати теплоти на розплавлення додаткових шлакоутворюючих присадок призводять до зростання енергоємності процесу та зниження загальних техніко-економічних показників роботи установки «ківш-піч».

Дослідження хімічного складу шлаку та його впливу на вогнетривку футеровку дозволили встановити раціональні параметри витрати флюсів. Доведено [3], що підтримка концентрації MgO у шлаку на рівні не нижче 8,0 % є достатньою для запобігання агресивному зносу стінок ковша. Отримані дані обґрунтовують можливість відмови від додаткового використання магнієвмісних присадок при наведенні рафінувального шлаку, що сприяє зниженню витрат на матеріали при збереженні високої стійкості футерування [5].

Термодинамічний аналіз системи CaO-MgO-Al_2O_3-SiO_2 при температурах 1800–1900 К [6–8] дозволив ідентифікувати перелік стійких комплексних оксидних сполук у шлаку. Встановлено, що з погляду термодинаміки найбільш імовірним є утворення муліту та анортиту [9], що визначає фазовий склад та реакційну здатність рафінувального розплаву на УКП.

Таким чином, оптимізація шлакового режиму на установці «ківш-піч» полягає у забезпеченні високої швидкості формування рідкої фази та підтримці раціональної кратності шлаку. Визначені термодинамічні параметри та хімічний склад розплаву дозволяють досягти високого ступеня десульфурації сталі при одночасному зниженні енерговитрат і забезпеченні стійкості вогнетривкої футеровки ковша.

Перелік посилань

1. Dyudkin, D. A. Vyrobnytstvo stali na ahrehati kivsh-pich / D.O. Dyudkin, S.YU. Bat'ko, S.YE. Hrinberh, S.M. Maryntsiv; Pid navch. red. dokt. tekhn. nauk, prof. Dyudkina D.O. – Donets'k: TOV “Pivdennyy Skhid, LTD”, 2003. – 300 s.

2. Курпас, С.И. Тепловые условия синтезирования шлаков на основе конечных сталеплавильных шлаков для внепечной обработки железоуглеродистых сплавов / С.И. Курпас, В.Л. Найдек // Металл и литье Украины. – 2011. – № 3. – С. 15–18.

3. Dyudkin, D.A. Shlyakhy resursozberezhennya pid chas pozapechnoyi obrobky stali / D.A. Dyudkin, S.YE. Hrinberh, A.V. Hrabiv ta in// Steel. - 2002. - №3. – S. 55–56.

4. Ruban, V. Investigating Cavity Formation in an Electric Arc Zone During Out-of-Furnace Processing of Steel / V. Ruban, O. Stoianov, K. Niziaiev, Y. Synehin, S. Zhuravlova, K. Malii // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2023. – № 4/1. – С. 134–142. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2023.284884

5. Переворочаєв, Н.М. Удосконалення електричних та технологічних режимів доведення металу на установці ківш-піч / Н.М. Переворочаєв, Б.П. Крикунов // Метал та лиття України. – 2011. – №9–10. – С. 39–45.

6. Низяев К.Г., Бойченко Б.М. // Металлургия и горнорудная промышленность. – 2002 – № 7 – С. 23–25.

7. Низяев К.Г. Термодинамические закономерности восстановления магнезита под слоем жидкого металла // Труды IX международной научно-технической конференции «Теория и практика кислородноконвертерного процесса». - Днепропетровск: НМетАУ – 1998 – С. 26–27.

8. Рубан, В. О. Термодинаміка процесів дисоціації та відновлення оксидів металів в зоні горіння дуги при обробці на установці «ківш-піч» / В. О. Рубан, О. М. Стоянов // Теорія і практика металургії. – 2022. – №5. – С. 57 – 62. URL: https://nmetau.edu.ua/file/zh_05_2022_s10_s.pdf

9. Kuznyetsov, D. YU. Doslidzhennya vplyvu termodynamichnykh parametriv shlakovoyi systemy na vmist kremniyu v malovuhletsevoyi stali / D. YU. Kuznyetsov, D. B. Vasyl'yev, S. V. Kubers'kyy // Zb. nauk. tr. DonDTU. - 2007. - Vyp. 24. - S. 299-305.

УДК 669

Є.В. Синегін, В.О. Рубан, К.Г. Нізяєв, О.М. Стоянов, С.В. Журавльова, О.М. Пашковська

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ФІЗИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ МЕХАНІЗМІВ ФОРМУВАННЯ ОСЬОВОЇ ПОРИСТОСТІ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ ЗА КРИТЕРІЯМИ ТЕПЛОВОЇ ПОДІБНОСТІ

Однією з найбільш гострих проблем сучасного безперервного розливання сталі є забезпечення високої щільності осьової зони заготовки [1–3]. Центральна усадкова пористість, що виникає на етапі завершення кристалізації, суттєво погіршує якість

готового прокату та може призводити до внутрішніх розривів металу [1, 2, 4]. Традиційні методи боротьби з цим явищем, такі як електромагнітне перемішування (EMS) або динамічне м'яке обтиснення (DSR), потребують значних капітальних витрат [4–6]. Тому актуальним завданням є пошук раціональних температурно-швидкісних режимів розливання, які дозволяють керувати процесом дефектоутворення за рахунок внутрішніх ресурсів системи [4, 7].

Тепло- та гідродинамічний стан розплаву на стадіях ковшової обробки і в проміжному ковші визначає початкові умови кристалізації безперервнолитої заготовки. Оптимізація режимів донної продувки та організації потоків забезпечує вирівнювання температурного поля й стабільність теплового стану металу перед кристалізатором [8, 9]. Це створює передумови для зменшення внутрішніх дефектів, зокрема осьової пористості, на наступних етапах розливання.

Метою роботи є встановлення кількісних закономірностей впливу параметрів перегріву розплаву та інтенсивності тепловіддачі на морфологію осьової зони заготовки шляхом фізичного моделювання з дотриманням критеріїв теплової подібності.

Для імітації процесу затвердіння сталі використано технічний стеарин, теплофізичні характеристики якого дозволяють адекватно відтворити фазовий перехід. На основі аналізу розмірностей (π-теореми) встановлено масштаби моделювання. Основними критеріями подібності, що забезпечують адекватність моделі реальному об'єкту (МБЛЗ), обрано числа Біо (Bi), Фур’є (Fo) та Косовича (Ko).

Для моделювання різних умов охолодження використовувалися спеціальні холодильники з міді, розташовані під певним кутом до вертикалі (рис. 1), що дозволяло варіювати кут змикання рідкої лунки.

Експериментально підтверджено, що ключовим механізмом формування пористості є виникнення теплових «мостів» — передчасного змикання дендритів, що ізолюють об'єми рідкого металу від живлення.

Встановлено, що при перегріві модельної речовини, який відповідає 15–35 °C для рідкої сталі, спостерігається найбільш сприятливий розподіл усадкових пустот. При збільшенні перегріву понад 40 °C зона пористості розширюється, а її локалізація стає непередбачуваною.

Важливим результатом є визначення критичних кутів змикання рідкої лунки (φ). Встановлено, що для отримання щільної структури цей кут має знаходитися в межах 2,3–6°. Зменшення кута менше 2° призводить до формування протяжних «осьових

ниток» пористості, оскільки фронти кристалізації рухаються майже паралельно, що утруднює доступ рідкого металу до зони змикання.

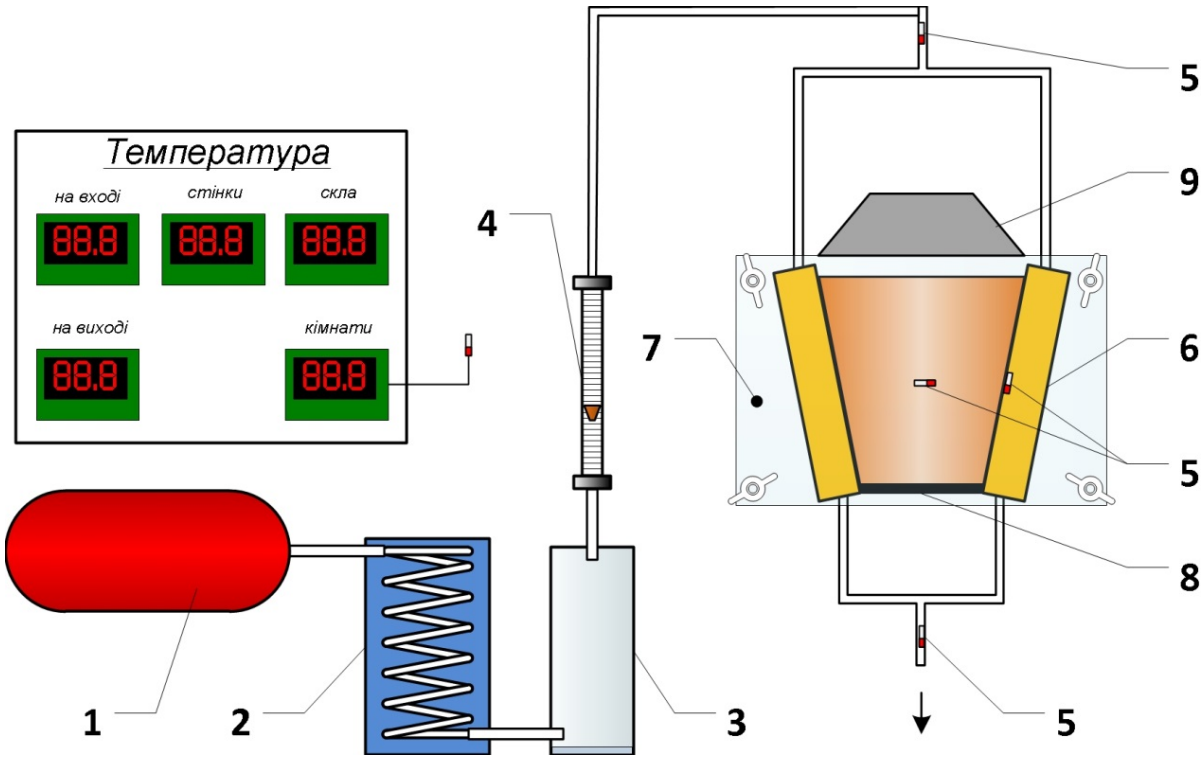


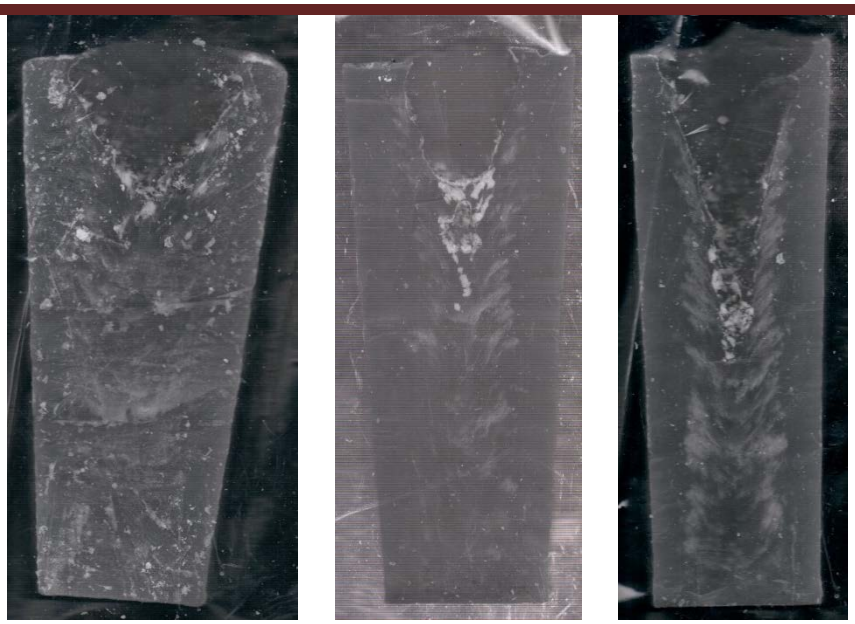
Рисунок 1 – Схема експериментальної установки: 1 – компресор потужністю 1,5 кВт та продуктивністю 200 л/хв.; 2 – охолоджувач повітря; 3 – конденсатор для збирання вологи; 4 – поплавковий ротаметр типу РМ-2,5 ГУЗ; 5 – сенсори електронних термометрів; 6 – мідні холодильники; 7 – скляні пластини; 8 – гумове днище; 9 – абажур з лампою на 12 Вт для підігріву верхньої частини зразка

Порівняльний аналіз отриманих темплетів модельної речовини (рис. 2) дозволив класифікувати дефекти за ступенем розвитку: від розсіяної мікропористості до концентрованих усадкових раковин. Доведено, що інтенсивність вторинного охолодження безпосередньо корелює з глибиною рідкої лунки та формою фронту кристалізації.

Висновки

1. Розроблена методика фізичного моделювання дозволяє з високою візуальною достовірністю досліджувати процеси, які недоступні для прямого спостереження в промислових агрегатах.

2. Визначено раціональні параметри розливання (перегрів 15–35 °С та кут змикання 2,3–6°), які забезпечують мінімізацію осьових дефектів.



а *б* *в*

Рисунок 2 – Зразки кута сходження *γ* усадкової раковини

3. Отримані результати можуть бути використані при проектуванні режимів охолодження на МБЛЗ для підвищення виходу придатного металу.

Перелік посилань

1. Liu, Y., Liu, J., & He, Y. (2022). Evolution Behavior and Closure Mechanism of Porosity in Large Billet during the Reduction Pretreatment. Metals, 12(4), 599. https://doi.org/10.3390/met12040599

2. Gao, Y., Bao, Y., Wang, M., Zhang, H., & Wang, Y. (2024). Investigation on the effect of reduction process on internal quality of high carbon steel billet and its evolution in as-rolled wire rod. Metallurgical Research & Technology, 121(5), 506. https://doi.org/10.1051/metal/2024058

3. Shen, C., Liping, W., Qiang, L., Biao, S., Zheng, Y., & Chunlin, H. (2019). Research on improving central defects of billet by external vibration strike. Ironmaking & Steelmaking, 47(9), 986–990. https://doi.org/10.1080/03019233.2019.1652446

4. Han, Y., Yan, W., Zhang, J., Chen, W., Chen, J., & Liu, Q. (2020). Optimization of Thermal Soft Reduction on Continuous-Casting Billet. ISIJ International, 60(1), 106–113. https://doi.org/10.2355/isijinternational.isijint-2019-409

5. Gao, Y., Bao, Y., Wang, Y., Wang, M., & Zhang, M. (2023). Development of a novel strand reduction technology for the continuous casting of homogeneous high carbon steel billet. steel research international. https://doi.org/10.1002/srin.202200740

6. Shakhov, S. I., Sivak, B. A., Vdovin, K. N., Shakhov, D. S., Kerimov, R. I., & Bairamov, A. T. (2020). Perfection of the equipment of electromagnetic stirring in moulds of billet and bloom CCM. Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific , Technical and Economic Information, 76(10), 1014–1020. https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-10-1014-1020

7. Визначення раціонального температурно-швидкісного режиму розливання легованих хромистих сталей / К. Г. Нізяєв О. М. Стоянов, Х. В. Малій, Є. В. Синегін, В. О. Рубан. Науковий Журнал Метінвест Політехніки. Серія: Технічні науки. – 2025. – № 4. – С. 211–217. doi: https://doi.org/10.32782/3041-2080/2025-4-28

8. Ruban V., Terekhov D., Stoianov O. Determining the heat and mass transfer patterns in the tundish of a continuous casting machine. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2025. Vol. 4, no. 1 (136). P. 6–14. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2025.336057

9. Рубан, В. О. Дослідження гідродинамічних процесів ковшової ванни при продувці через донні дуттьові пристрої / В. О. Рубан, О. М. Стоянов, В. І. Мусійко та ін. Теорія і практика металургії. – 2024. – №1. – С. 21–27. doi: https://doi.org/10.15802/tpm.1.2024.03

УДК 669.184

Є. М. Сігарьов, А. А. Похвалітий, Д. С. Кондрашенков, Б. В. Сокол, М. Р. Чернявський

Дніпровський державний технічний університет (ДДТУ), Кам'янське

ПОРІВНЯЛЬНА ОЦІНКА ЕФЕКТИВНОСТІ ПІДІГРІВУ БРУХТУ В КОНВЕРТЕРІ ПРИ ВИКОРИСТАННІ КУСКОВОГО І ПИЛОВУГІЛЬНОГО ПАЛИВА

У сучасних умовах розвитку чорної металургії однією з ключових науково-практичних задач є підвищення енергоефективності та зниження вуглецевого сліду виробництва сталі в межах доменно-конвертерного (BF–BOF) маршруту. Відомо, що значна частка викидів CO_2 пов'язана з використанням чавуну як основного джерела металу, тоді як збільшення частки металобрухту у шихті дозволяє істотно знизити як питомі витрати палива, так і екологічне навантаження на довкілля. Разом із тим у

традиційних умовах експлуатації кисневих конвертерів частка «холодного» брухту обмежується рівнем 10–25 %, що обумовлено дефіцитом теплоти для його нагрівання та плавлення. Подальше підвищення частки брухту без компенсації теплового балансу призводить до зниження температури сталі, порушення стабільності перебігу плавки та необхідності додаткових коригувальних продувок [1].

У зв'язку з цим одним із найбільш ефективних напрямів інтенсифікації конвертерного процесу є застосування технологій попереднього підігріву металобрухту. Серед існуючих підходів виділяють зовнішні та внутрішньоконвертерні методи. Зовнішні способи, що реалізуються у шахтних, тунельних або конвеєрних підігрівачах, дозволяють нагрівати брухт до температур 600–800 °С, і тим самим підвищувати його частку у шихті до 30–40 % [2, 3]. Проте їх широке впровадження обмежується значними капітальними витратами, складністю інтеграції у діючі виробництва та втратами теплоти при транспортуванні нагрітого матеріалу до конвертера. У цьому контексті більш перспективними є внутрішньоконвертерні методи, які використовують робочий простір агрегату як реакційну камеру для спалювання додаткового палива безпосередньо перед початком плавки.

У цій роботі виконано теоретичний аналіз та експериментальне дослідження чотирьох основних режимів попереднього підігріву металобрухту в порожнині кисневого конвертера: спалювання кускового вугілля, застосування газокисневого струменя на основі природного газу, вдування пиловугільного палива через паливно-кисневу фурму та використання комбінованого газо-порошкового струменя. Оцінювання ефективності зазначених режимів здійснювалося за такими критеріями, як рівномірність прогріву завалки, наявність локального оплавлення брухту, витрати кисню, стабільність горіння та технологічна керованість процесу.

Кадри досліджуваних режимів попереднього підігріву брухту наведено на рис. 1.

Встановлено, що у випадку використання кускового вугілля, рис. 1а), процес характеризується високою інтенсивністю нагріву верхніх шарів брухту, однак супроводжується значною нерівномірністю температурного поля. Верхні шари завалки зазнають перегріву аж до часткового оплавлення, тоді як нижні залишаються недостатньо прогрітими, що негативно впливає на подальший перебіг плавки.

Аналогічні недоліки, хоча і в менш вираженій формі, притаманні режиму газокисневого нагріву, рис. 1б), де формування локалізованого факела зумовлює концентрацію теплового потоку в обмеженій зоні та недостатню ефективність прогріву об'єму шихти.

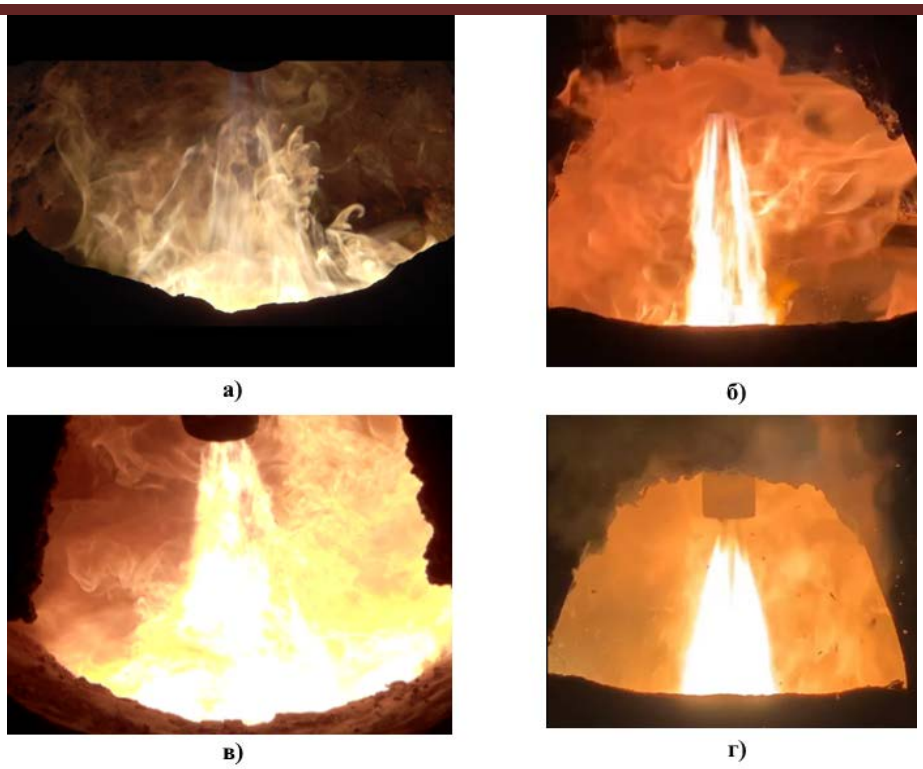


Рисунок 1 – Кадри режимів попереднього підігріву брухту
а) — підігрів з використанням кускового вугілля; б) — газокисневий струмінь; в) — з використанням пиловугільного палива); г) — комбінований режим.

Найбільш сприятливі результати отримано при використанні пиловугільного палива, що вдувається через паливно-кисневу фурму типу «труба в трубі», рис.1в). Завдяки високій дисперсності частинок забезпечується інтенсивне та рівномірне тепловиділення у зоні факела, що сприяє ефективному прогріву поверхні брухту без утворення зон локального плавлення. У ході експериментів встановлено, що за оптимального співвідношення витрат кисню та пиловугільного палива на рівні 1,0–1,35 м³/кг досягається стабільне горіння та ефективне використання теплового потенціалу палива. При цьому температура брухту досягає 700–800 °С, а різниця температур між верхніми та нижніми шарами завалки істотно зменшується порівняно з іншими режимами.

Подальшим розвитком зазначеного підходу є використання комбінованого газо-порошкового струменя, рис. 1г), в якому пиловугільне паливо транспортується потоком інертного газу або з одночасним введенням природного газу та кисню. Така схема дозволяє змістити зону займання палива вглиб факела, забезпечити його проникнення у внутрішні шари брухту та сформувати довгий високотемпературний струмінь із значною радіаційною складовою теплопередачі. Це створює передумови для більш

рівномірного прогріву завалки по всій висоті, зменшення теплових втрат і скорочення тривалості підготовчої стадії плавки. Разом із тим даний режим характеризується підвищеною складністю реалізації та потребує подальшої оптимізації конструктивних параметрів фурм і режимів подачі газів.

Таким чином, результати проведених досліджень свідчать про доцільність розвитку внутрішньоконвертерних технологій попереднього підігріву брухту із застосуванням пиловугільного палива як ефективного інструменту підвищення частки металобрухту у шихті кисневого конвертера понад традиційні значення без погіршення технологічних показників процесу.

Отримані дані узгоджуються з сучасними науковими тенденціями у галузі конвертерного виробництва сталі та можуть бути використані при розробленні енергоощадних і екологічно орієнтованих технологій виплавки сталі.

Перелік посилань

1. Lytvynyuk, Y., Shatokha, V., Zajac, M. (2023). Increased Scrap Utilization in Converter Steelmaking. Millennium Steel, 29–35.

2. Manazzone, L. (2021). ISMELT — Inteco Scrap Melting Technology Evolution. Proceedings of the Conference on Electric Steelmaking, 1–10.

3. Goedert, F., Klein, H., Henrion, R. (1986). The ALCI Technology: ARBED Lance Coal Injection. Fachberichte Hüttenpraxis Metallweiterverarbeitung, 24(4), 214–219.

УДК 669.162

Є. М. Сігарьов, М. Р. Руденко, Д. С. Кондрашенков, Е. А. Чубіна

Дніпровський державний технічний університет, Кам’янське

РОЗПОДІЛ ШВИДКОСТІ ЗА ПЕРЕТИНОМ ДВОФАЗНОГО ПОТОКУ В НАКОНЕЧНИКУ ЗАГЛИБНОЇ ФУРМИ

Поведінка двофазних (газопорошкових) потоків у робочому просторі наконечника заглибної фурми і формування струменів на виході з сопел останнього у металеву ванну, під час десульфурації розплавів у ковші, тісно пов’язані з ефективністю операції [1, 2]. Незважаючи на переваги використання, у порівнянні з прямопотоковими, заглибних фурм з Т-подібним наконечником, виникають проблеми, пов’язані із закупорюванням і заметаленням отворів сопел, з виведенням фурм з

експлуатації. Крім «зворотних» гідродинамічних ударів закупорюванню сопел сприяють і втрати енергії при відбитті газопорошкового потоку від днища наконечника, при різких змінах напрямків його руху, розбіжності у фракційному складі, густині й температурі плавлення частинок десульфураторів у суміші, що вдувається в метал та ін.

Як показано авторами доповіді раніше [3] у соплах фурми має місце розшарування суміші вапна та магнію з накопиченням частинок Mg у нижніх, а агрегатів із частинок порошкоподібного вапна – у верхніх, за перетином сопел горизонтах. Характер макроструктури матеріалів закупореного сопла вказує на можливі втрати енергії газопорошокового потоку. Це призводить до затікання металевого розплаву у внутрішній простір сопла з подальшим його наморожуванням на стінках, зменшенням внутрішнього діаметру сопла, підвищенням опору системи з утворенням перешкод для виходу суміші десульфураторів у ванну. Останнє ускладняється і внаслідок недостатнього виникнення пульсацій в зоні витоку потоку із сопел при переході від струменевого до пузиркового режиму. Запобігти відкладенню реагентів у нижній частині Т-подібного наконечника можливо за рахунок підтримання високих швидкостей витікання потоку і шляхом удосконалення конфігурації робочого простору наконечника для зменшення втрат енергії потоку. За результатами досліджень у промислових умовах [3] підтверджено, що кількість металевого розплаву, що потрапляє у сопла фурми при порушеннях розрахункового режиму вдування, зменшується пропорційно збільшенню швидкості витоку газопорошкового потоку і після досягнення певного критичного значення [4], затікання металу може взагалі припинитися. Крім того, режим витоку газопорошкових струменів із сопел заглибної фурми у системі «газ-розплав» залишається визначальним для гідродинаміки ковшової ванни, формування реакційної та барботажних зон.

З метою дослідження та моделювання розподілу швидкостей двофазного потоку у наконечнику фурми авторами доповіді використані методики фізичного [5] та математичного моделювання нестаціонарного режиму руху потоку у системі «труба для транспортування потоку - робочий простір наконечника - сопла» з використанням програмного комплексу SolidWorks. Застосовано метод скінченних об’ємів (FVM) з розбиттям геометрії моделі на сітку з об’ємними елементами, у межах яких розв’язуються рівняння Нав’є-Стокса для моделювання руху газу.

Зі застосуванням FVM досліджено розподіл швидкості потоків за перетином труби та сопел фурми в умовах коливання тиску газу-носію (0,6-0,8 МПа на вході у

фурму) та величини тиску у ванні перед соплами, обумовленому об'ємом металу та глибиною занурення фурми у ковшову ванну (рис. 1).

У центрі днища наконечника (рис. 1) існує зона практично повного зупинення потоку (швидкість менше 2 м/с) з дисипацією енергії та відповідні області між днищем і входом потоків у горизонтальні сопла зі зменшеннням швидкості потоку у 2-3 рази. Зворотні потоки, відбиті від днища наконечника, призводять до виникнення зон заторможення потоку зі меншенням його швидкості до 16-30 м/с.

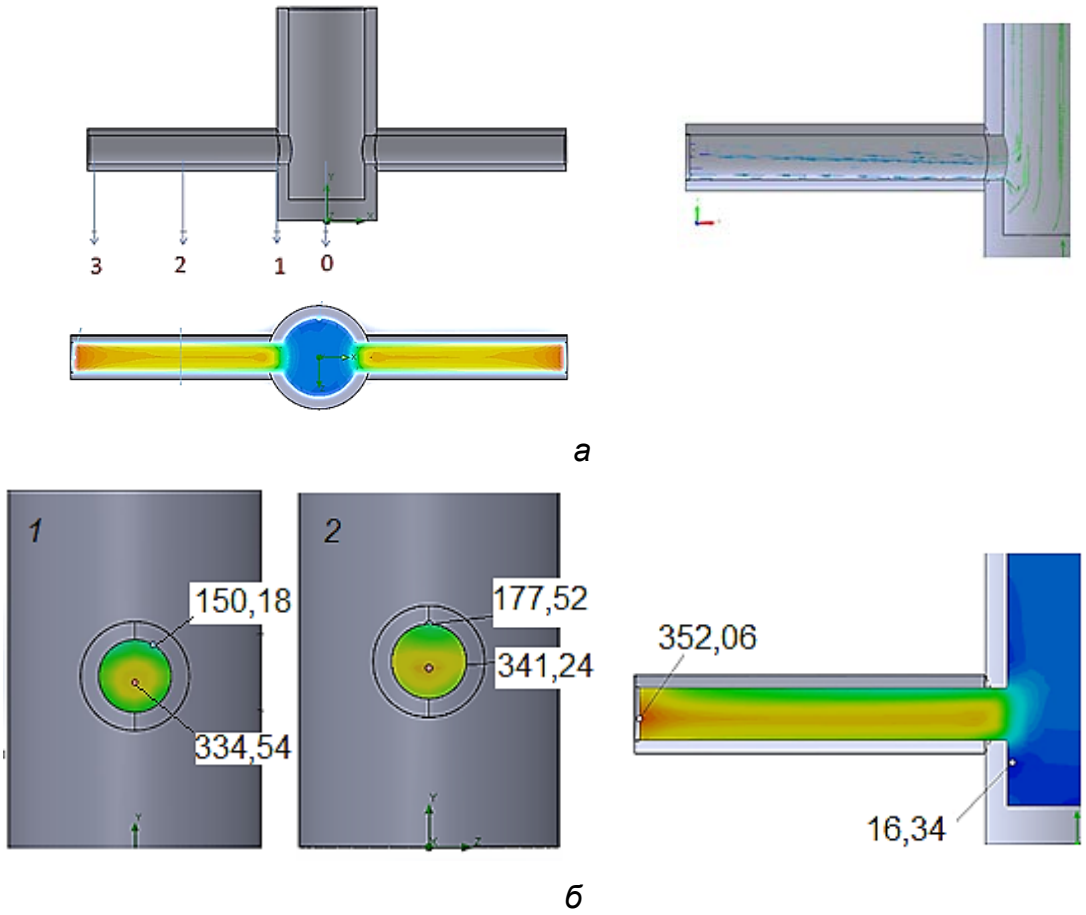


Рисунок 1 – Напрямки (*а*) та розподіл швидкостей (*б*) потоку в Т-подібному наконечнику заглибної фурми при тиску газу-носію 0,6 МПа

Як показано раніше [6], для будь яких фракцій частинок реагентів (у діапазоні 0,02-1,8 мм) швидкість руху газопорошкового потоку менш ніж 30 м/с нераціональна, так як супроводжується різким зменшенням глибини проникнення частинок у розплав. Частинки діаметром <0,8 мм практично не проникають крізь границі газових пузирів, утворюючи концентровані агломерації зі зменшенням активної реакційної поверхні та степені засвоєння реагентів. Для частинок діаметром >0,4 мм параметр швидкості є визначальним. Для частинок <0,1 мм необхідно застосовувати додаткові заходи для

подрібнення утворених агломерацій, наприклад шляхом використання обертових конструкцій фурм [7]. В ході досліджень визначені раціональна конфігурація робочого простору Т-подібного наконечника заглибної фурми для забезпечення мінімізації втрат енергії, розроблено методику розрахунку його параметрів.

Список літератури

1. Технологія та устаткування десульфурації чавуну магнієм у великовантажних ковшах [монографія]: А.П. Шевченко, В.І. Большаков, О.М. Башмаков. К.: Наукова думка, 2011. 207 с.

2. Ruban V., Terekhov D., Stoianov O. Determining the heat and mass transfer patterns in the tundish of a continuous casting machine. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2025. Vol. 4, no. 1 (136). P. 6–14. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2025.336057

3. Єськов Д.В., Сігарьов Є.М. Параметри вдування реагентів та закупорювання Т-подібних наконечників фурм. Збірник наукових праць ДДТУ (технічні науки). Кам'янське: ДДТУ, 2024, №1(44), 16-26.

4. James H. Young, Jr. A comparison of injection technologies utilizing various lance types. VI International Symposium for Desulphurization of Hot Metal and Steel. (September 14–16, 2000). Germany. Magdeburg, 2000.

5. Єськов Д.В., Сігарьов Є.М., Похвалітий А.А., Пасс І.Г. Закупорювання сопел Т-подібного наконечника фурми / XIII Міжнародна науково-практична конференція Металургія-2024 (28-30 травня 2024 р., Київ, Харків)

6. Повышение обессеривающего потенциала технологических систем инжекционной десульфурации чугуна различными методами. А.Ф. Шевченко, И.А. Маначин, Б.В. Двоскин [и др.]. Bulletin «Ferrous Metallurgy», 2019, vol. 75, №11, 1237-1242.

7. Sigarev E.N., Chernyatevich A.G., Sigarev N.K., Zarandiya S.A. Formation of reaction zones in liquid bath at rotating of submerged lance. Металургія. Збірник наукових праць Запорізької державної інженерної академії, 2013, вип. 2(30), 35-41.

УДК 669.184

С. О. Солодкій, Є.О . Аржанцев, В. С. Мамешин, С. В. Журавльова

Український державний університет науки і технологій, Дніпро

ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОГО РАФІНУВАННЯ ЧАВУНУ НА ЕНЕРГОЄМНІСТЬ СТАЛІ

Чорна металургія традиційно розглядалась як одна з базових галузей економіки України, яка формує вагому частку бюджетних надходжень. Так за підсумками останнього передвоєнного року (2021) її внесок до валового внутрішнього продукту досягав максимального рівня у 10,3 %, а частка металургії в експорті товарів сягала майже 33%, забезпечивши $22,2 млрд валютного виторгу. [1]. Однак в самій галузі спостерігалися ознаки рецесії та стагнації, що було зумовлено не лише світовими економічними кризами 2008, 2014, 2020 років, а й недостатніми темпами оновлення матеріально-технічної бази протягом останніх десятиліть і через це вона не повною мірою відповідав сучасним вимогам [2].

Такий стан справ у чорній металургії України призвів до того, що на вітчизняних підприємствах частка витрат на тепло- та енергоресурси у собівартості готової продукції становить близько 40 % (з урахуванням вартості коксівного вугілля). Водночас на аналогічних металургійних підприємствах Європейського Союзу енергетичні витрати становлять 18–22 % [3].

Враховуючи зазначене, одним із пріоритетних напрямів розвитку повоєнної металургійної галузі України виглядає впровадження на вітчизняних підприємствах сучасних технологічних рішень, які забезпечують енергозбереження та орієнтовані на отримання високоякісної та конкурентоспроможної продукції.

Енергозбереження в промисловому виробництві передбачає зниження питомих витрат енергії різних видів на реалізацію конкретних технологічних операцій у межах відповідних технологічних або теплових агрегатів.

Одним із способів підвищення ефективності сталеплавильного виробництва вважається переробка в кисневих конвертерах шихтових матеріалів, що мають стабільний хімічний склад.[4] Однак аналіз виробничих даних (було використано близько 1600 паспортів плавок марки 5 ПС в умовах ПрАТ «ДМЗ) показав, що для українських металургійних підприємств може спостерігатися значна нестабільності хімічного складу чавуну (для розглянутого масиву даних коефіцієнти варіації по вмісту кремнію склали близько 35 %, а сірки 30 %). Поліпшення якості таких чавунів можливе за рахунок проведення позаагрегатної обробки. [4,5] Так, наприклад, для сумісного

зниження та стабілізації вмісту кремнію та сірки у чавуні можливо скористатися рекомендаціями наведеними у роботі [6]. Така обробка передбачає вдування в заливальний ківш із чавуном кисню та порошкоподібних десульфураторів (магнію і вапна), що забезпечує видалення кремнію (до 0,2 – 0,30 %) і сірки (до 0,008 – 0,010 %) та, внаслідок перебігу екзотермічних реакцій окиснення кремнію, сприяє підвищенню температури чавуну (згідно з даними [7], нагрівання може сягати 62 °С).

Переробка рафінованих чавунів має вплив на загальні показники виробництва сталі. Для оцінювання впливу використання таких чавунів у шихті кисневих конвертерів на енергоємність сталі було застосовано програму для енерго-технологічного моделювання конвертерної плавки «Конвертер ЕНЕРГОЄМКІСТЬ.xls», розроблену співробітниками кафедри металургії чавуну і сталі ДМетІ та реалізовану в середовищі Microsoft Excel.

При проведенні енерго-технологічного моделювання конвертерної плавки як базові показники було прийнято середні за масивом витрати шихтових матеріалів та концентрація елементів у чавуні. Для визначення впливу застосування рафінованих чавунів на енергоємність сталі було розглянуто два проєктні склади чавуну, що відповідають показникам, досягнутим при позаагрегатній обробці. Крім того, при проведенні моделювання було прийнято, що хімічний склад брухту відповідає середньомарочному складу сталі марки 5ПС.

Параметри хімічного складу та температури чавуну і брухту обрані при проведені енерго-технологічного моделювання наведено у табл. 1.

Таблиця 1 – Параметри хімічного складу та температури чавуну і брухту обрані при проведені енерго-технологічного моделювання конвертерної плавки сталі марки 5ПС

	Хімічний склад чавуну і температура чавуну		
	Базовий	Проектний 1	Проектний 2
Чавун			
Вміст вуглецю, %	4.200	4.200	4.200
Вміст кремнію, %	0.612	0.300	0.200
Вміст марганцю, %	0.331	0.331	0.331
Вміст фосфору, % °	0.104	0.104	0.104
Вміст сірки, %	0.0305	0.020	0.010
Температура чавуну, °С	1277.0	1310.0	1340.0
Брухт			
Вміст вуглецю, %	0,31		
Вміст кремнію, %	0,1		
Вміст марганцю, %	0,65		
Вміст фосфору, % °	0,03		
Вміст сірки, %	0,03		
Температура брухту, °С	20.0		

Порівняння значень енергоємності сталі марки 5ПС розрахованої за результатами енерго-технологічного моделювання наведено на рис. 1.

Як бачимо з рис. 1 використання попередньо рафінованого чавуну надає змогу знизити енергоємність сталі марки 5ПС. Так при зниженні вмісту Si до рівня 0,03 %, а S до 0,02% й підвищеною після рафінування температури чавуну на 33 °С (Проектний 1) забезпечує зниження енергоємності сталі на 622,83 МДж/т. Використання більш глибоко рафінованого по вмісту Si та S чавуну (Проектний 2) дозволяє ще знизити енергоємність сталі. Так різниця у енергоємності склала 813,07 МДж/т

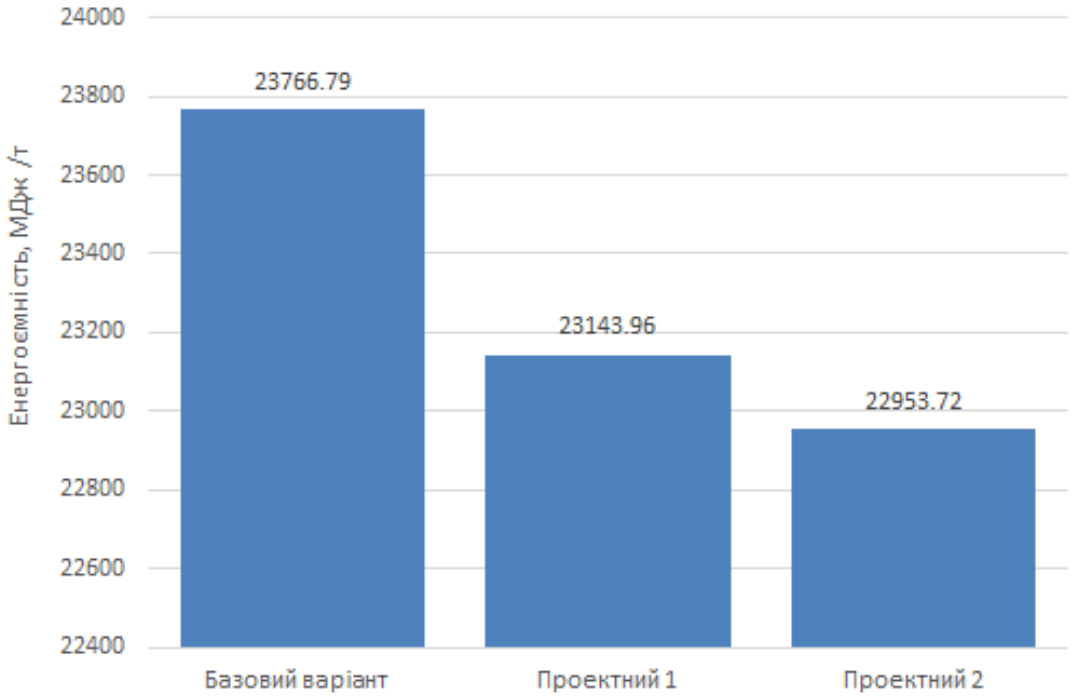


Рисунок 1 – Енергоємність сталі марки 5ПС для умов ПрАТ «ДМЗ»

Результати оцінки витрати шихтових матеріалів за результатами комп'ютерного моделювання плавки сталі марки 5ПС наведені в табл. 2.

Таблиця 2 Витрати шихтових матеріалів та енергоємність сталі марки 5ПС для умов ПрАТ «ДМЗ»

	Базовий			Проектний 1			Проектний 2		
	Питомі витрати матеріалів	Енергоємність МДж / т	%	Питомі витрати матеріалів	Енергоємність МДж / т	%	Питомі витрати матеріалів	Енергоємність МДж / т	%

Рідкого чавуну, кг/т	919.63	21887,28	92,09	902.55	21480,68	92,81	895.57	21314,45	92,86
Металевого брухту, кг / т	168.39	1178,75	4,96	170.34	1192,40	5,15	173.72	1216,02	5,30
Металургійного вапна, кг/т	63.86	344,84	1,45	27.48	148,41	0,64	20.78	112,24	0,49
Дуттєвого кисню, $м^3$ / т сталі	50.02	340,1	1,43	45.14	306,95	1,33	43.47	295,61	1,29
Питома витрата футеровки, кг / т	0.6876	15,81	0,07	0.6748	15,52	0,07	0.6696	15,40	0,07

Як свідчать розрахункові дані, наведені в табл. 2, зменшення енергоємності сталі в обох випадках пов’язане зі зміною структури металошихти та витрат шлакоутворювальних матеріалів. При цьому найбільший внесок у зниження енергоємності сталі спостерігається за рахунок зменшення питомої витрати чавуну (через підвищення його фізичної теплоти) та вапна, що зумовлено можливістю ведення плавки в конвертері як малошлакового або безшлакового процесу.

Таким чином, використання попередньо рафінованого чавуну дозволяє не тільки стабілізувати якість шихтових матеріалів, а й знизити енергоємність киснево-конвертерного процесу на 2,5–3,5 %.

Список літератури

1. Орлюк М. Металургія втратила частину внеску у ВВП України через війну, але залишається опорою економіки, – The Economist //Бізнес цензор. — [Электронный ресурс]. — URL: https://censor.net/biz/news/3594051/metalurgiya-vtratyla-chastynu-vnesku-u-vvp-ukrayiny-cherez-viyinu (дата звернення: 05.04.2026).

2. Тубольцев Л. Г. Концепція сталого розвитку чорної металургії України /Л. Г. Тубольцев, О. Є. Меркулов, А. Г. Пригунова, А. В. Нарівський // Met. lit'e Ukr., vol. 30, 2022. - № 4. - С. 8 – 14.

3. Назюта, Л.Ю. Проблемы энергообеспечения металлургического производства Украины / Л.Ю. Назюта, Н.В. Косолап, А.В. Губанова // Черные металлы. - 2006.- №9. - С.27-29.

4. Бойченко Б.М., Охотський В.Б., Харлашин П.С. Конвертерне виробництво сталі: теорія, технологія, якість сталі, конструкції агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія Дніпропетровськ: Дніпро-ВАЛ, 2004. — 454 с

5. Величко О. Г., Стоянов О.М., Бойченко Б.М., Нізяєв К.Г. «Технології підвищення якості сталі»: Підручник. – Дніпропетровськ: Середняк Т.К., 2016. – 196 с.

6. Энергосберегающий технологический маршрут производства стали для ПАО "ДМКД" / Е. Н. Сигарев, Н. Н. Недбайло, Д. О. Гуржий // Збірник наукових праць Дніпродзержинського державного технічного університету. Технічні науки. - 2015. - Вип. 1. - С. 3-10.

7. Пат. № 79003 Україна. Спосіб ківшового рафінування чавуну / Чернятевич А.Г., Сігарьов Є.М., Чубін К.І., Чубіна О.А., Березіна О.В.; заявник і патентовласник Дніпродзерж. держ. техн. унів-т. – Бюл.№7, 2013 р.

УДК 621.771

О. Ю. Спічак, В. В. Кухар

ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА»,

Україна, м. Запоріжжя

ВДОСКОНАЛЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ ПРОМИСЛОВОЇ СИСТЕМИ ОЧИЩЕННЯ ПРОКАТНОЇ ЕМУЛЬСІЇ ТА ПЕЧЕЙ ВІДПАЛУ З МЕТОЮ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ПОВЕРХНІ ХОЛОДНОГО ПРОКАТУ

Основними дефектами холоднокатаного прокату, які впливають на його зовнішній вигляд та придатність до покриття, є «плями забруднення», «пригар емульсії» та «сажа» [1, 2]. Для запобігання цим дефектам розроблено технологічні рішення: а) модернізовано системи очищення прокатної емульсії безперервного 4-х клітьового стану Тандем та реверсивних станів 1680 і 1200 ПАТ «Запоріжсталь»; б) вдосконалено конструкцію стендового апарату ковпакових печей відпалу шляхом підкладки додаткового конвекторного кільця під нижній рулон садки.

В основу модернізації систем очищення прокатної емульсії було поставлено завдання шляхом зміни конструкції очищення стічної емульсії станів холодної прокатки досягти виключення потрапляння у переливні (зливні) вікна та труби гідравлічних мастил і мастил з подушок валків для підвищення ефективності очищення. Існуюча конструкція системи очищення передбачає, що очищена магнітами емульсія через переливні пороги зливається в приймальні баки сепараторів, причому у баки потрапляють усі забруднення, скупчені на поверхні, оскільки злив відбувається з верхньої точки переливу. Це знижує ефективність роботи системи та унеможливлює видалення гідравлічних і сторонніх олив, що надходять з обладнання та валків стану.

Чим довше гідравлічні мастила перебувають у прокатній емульсії, тим більша ймовірність їх заемульгування (завдяки пакету присадок емульсолу) внаслідок циркуляції та барботажу, після чого вони вже не плавають на поверхні, а подаються на валки і смугу, сприяючи утворенню дефектів поверхні.

При вдосконаленій конструкції з пластинами очищена магнітами емульсія зливається у зливні вікна коробів не з поверхні, а приблизно на 40 мм нижче її рівня, при цьому брудна піна та гідравлічні мастила, затримуючись пластинами, залишаються на поверхні і видаляються під час кантування коробів. Перед кантуванням здійснюється злив емульсії знизу коробів, тоді як брудна піна залишається на магнітах і частково на дні бака. Вдосконалена конструкція коробів довела ефективність: за аналізом числа омилення брудної піни встановлено, що вона лише на 12% складається з емульсії, а 88% — це гідравлічні мастила з систем гідравліки. Запропоноване та запатентоване [3, 4] вдосконалення дозволило на 25–50% зменшити вміст гідравлічних олив у прокатній емульсії, зекономити кошти на купівлю скімера та покращити якість холодного прокату за рахунок зменшення відсортування за поверхневими забрудненнями штаби.

Другим важливим заходом, що дозволив суттєво знизити відсоток відсортувань за дефектом «пригар емульсії» є встановлення додаткових конвекторних кілець під нижній рулон у садці при відпалі. В ході аналізу відсортувань за дефектом «пригар емульсії» було встановлено, що близько 70% відсортувань приходиться на нижні в стопі по відпалу рулони, при чому саме на нижній крайці рулону, яка стоїть на стендовому апараті ковпакової печі (має форму плити, без прорізів як у конвекторному кільці). Тобто конвекція захисного газу на нижній крайці нижнього в стопі рулону була значно нижчою ніж на інших рулонах садки. Після низки експериментів на плиту стендового апарату встановили додаткове конвекторне кільце, що дозволило повністю прибрати (2,63% від нижніх рулонів садки без використання додаткового кільця на стендовому апараті печі проти 0% з додатковим кільцем) дефект «пригар емульсії» на нижніх у садці рулонах та отримати економічний ефект 4010470,68 грн/рік.

Список літератури

1. Классификатор дефектов холоднокатаного проката из углеродистых и низколегированных марок стали. Нормативний документ. ПАО «Запорожсталь». 20.09.2021. 63 с.

2. Классификатор дефектов холоднокатаного проката. Нормативний документ. АО «Арселор Миттал Темиртау». 25.06.2008. 75 с.

3. Пристрій очищення стічної емульсії та водоемульсійних рідин : пат. Україна : МПК C02F 1/40. № u 2024 01378 ; заявл. 15.03.2024 ; опубл. 12.02.2025, Бюл. № 7. 6 с.

4. Kukhar V., Spichak O. Improvement of the emulsion cleaning system of the cold rolling mills of the cold rolling plant to remove hydraulic oils from the rolling emulsion. *International scientific conference Miningmetaltech 2023 – The mining and metals sector: integration of business, technology and education*. Riga, the Republic of Latvia. November 29–30, 2023. P. 67–70. DOI: 10.30525/978-9934-26-361-3-19.

УДК 669.02/09 : 669.779.001.8

Д.О. Степаненко, І.Р. Поворотня, Д.М. Тогобицька, С.В. Греков, В.М. Шевченко

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

ПРОГНОЗУВАННЯ ВІДНОСНОЇ ТЕРМОДИНАМІЧНОЇ СТІЙКОСТІ СПОЛУК ФОСФОРУ В СИСТЕМІ Fe–P НА ОСНОВІ КОНЦЕПЦІЇ СПРЯМОВАНОГО ХІМІЧНОГО ЗВ’ЯЗКУ

Металургія чорних металів перебуває на етапі пошуку нових технологічних рішень, спрямованих на зниження собівартості продукції, зменшення екологічного навантаження та ефективного використання сировинних ресурсів. Сучасний етап розвитку металургійної галузі характеризується дефіцитом природної сировини та зростанням техногенного навантаження на довкілля. У зв’язку з цим залучення промислових відходів і нетрадиційних матеріалів у виробничий цикл стає стратегічним завданням. Це дозволяє не лише розширити ресурсну базу підприємств, а й суттєво підвищити економічну та технологічну ефективність виробництва за рахунок принципів циклічної економік.

У цьому контексті особливої уваги заслуговують відходи шкіряного виробництва, зокрема з огляду на їхній хімічний склад та потенціал залучення до відновлювальних і модифікуючих технологій. Після спалювання обрізків шкіри утворюється попіл, що може містити до 77,6 % оксиду хрому [1]. Таким чином, відходи шкіряної промисловості можуть розглядатися як потенційна вторинна сировина для виробництва ферохрому або хромовмісних сталей. Разом з тим ці відходи містять значну кількість органічних компонентів тваринного походження у складі яких

присутній фосфор. Використання таких матеріалів у традиційних металургійних процесах неминуче призведе до підвищення вмісту фосфору в металі. Це створює додаткові технологічні обмеження при використанні зазначених матеріалів у традиційних схемах плавки.

Вибір саме хрому мотивований його незамінною роллю у виробництві високолегованих і спеціалізованих сталей — таких як нержавіючі, Cr–Mo сплави, жароміцні матеріали та інструментальні сплави, що затребувані на вітчизняному ринку. Аналіз хромових руд України показує, що країна не має власної значної мінерально-сировинної бази хрому, а запаси родовищ незначні, через що значна частина сировини імпортується для подальшого виробництва хрому чи ферохрому. Проблема дефіциту хрому для української металургії породжує залежність від зовнішніх постачальників, підвищує собівартість виробництва та логістичні ризики, знижує конкурентоспроможність на світових ринках.

На підставі виконаного аналізу літературних даних щодо поведінки фосфору в системах Fe–Cr–P, Fe–Cr, Fe–P, Cr–P, Fe–Cr–P–O сформовано репрезентативну вибірку даних для моделювання і прогнозування утворення стійких сполук фосфора з залізом та хромом. Сформована вибірка даних дозволяє не лише описати термодинамічні та фазові закономірності взаємодії фосфору з залізом та хромом, але й визначити умови, за яких утворюються найбільш стабільні фосфідні сполуки. Це, у свою чергу, надає можливість цілеспрямовано керувати процесами зв’язування або виведення фосфору в технологічних системах. Отримані результати моделювання є важливими для обґрунтування ефективних технологічних параметрів видалення фосфору з відходів шкіряного виробництва, зокрема в умовах твердофазного відновлення.

Розглянуто взаємозв’язок ентальпії при температурах 298К і 900К та вмісту фосфору (табл.1) з позиції концепції спрямованого хімічного зв’язку [2] за даними роботи [3]. Для розрахунку інтегральних та парціальних параметрів міжатомної взаємодії використано алгоритм та програмне забезпечення комп’ютерної інформаційно-аналітичної програми «Метал». Згідно відправних положень концепції спрямованого хімічного зв’язку: хімічна індивідуальність системи, реакційна здатність, структурний стан розплавів описуються за допомогою методу кодування хімічного складу дослідного розплаву в інтегральних параметрах міжатомної взаємодії: Z^Y – параметр зарядового стану системи, е; d – середньостатистична між’ядерна відстань, 10^{-1}нм; tgα – константа для кожного елементу, яка характеризує градієнт зміни радіусу

іона при зміні його заряду; ρl – спрямована зарядова щільність, е/нм; ΔZ^Y, Δd – параметри хімічної неоднорідності.

Таблиця 1 – Фрагмент вибірки даних бінарної системи Fe-P, її ентальпії та розраховані параметри [2]

P	Fe	Z^Y	d	tg α	ΔZ^Y	Δd	ρl	ΔH
1.6076	98.3924	1.194339	2.8003	0.0882	0.060734	-0.01297	3.514919	-2.6201
2.4112	97.5888	1.221678	2.7883	0.088299	0.089248	-0.01804	3.526386	-4.0322
3.2148	96.7852	1.247966	2.7772	0.088396	0.116696	-0.0223	3.536857	-5.4436
4.0184	95.9816	1.272915	2.7668	0.088491	0.142791	-0.02594	3.546553	-6.8548
4.8225	95.1775	1.29686	2.7571	0.088586	0.167867	-0.02897	3.555467	-8.0645
5.6265	94.3735	1.319705	2.748	0.08868	0.19183	-0.03147	3.56371	-9.2742
6.4301	93.5699	1.341361	2.7394	0.088772	0.21459	-0.03356	3.57139	-10.6855

Значна збіжність між представленими у роботі [3] та одержаними залежностями на рис.1 свідчить на користь використання параметрів міжатомної взаємодії як оцінювачів достовірності одержаних даних.

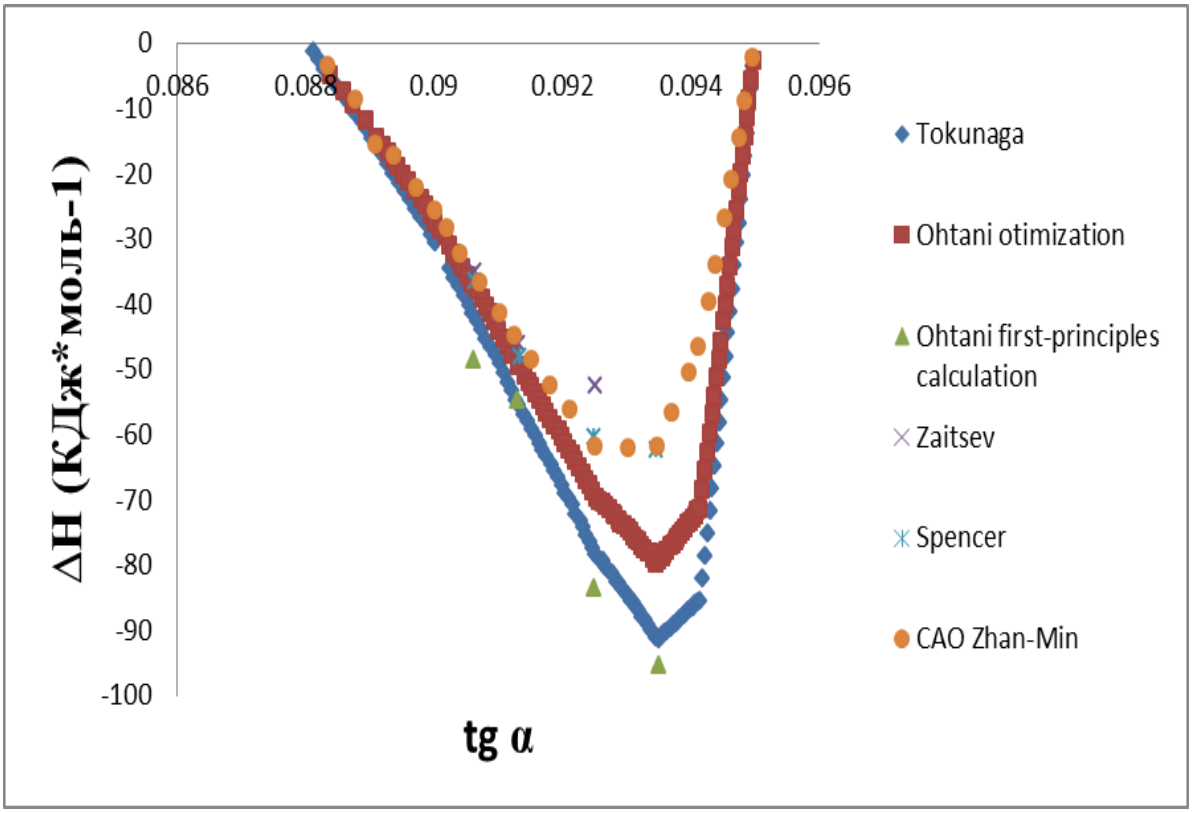


Рисунок 1 – Залежність ентальпії (ΔH) утворення фаз в системі Fe-P від її хімічного складу, представленого параметром міжатомної взаємодії tgα при температурі 298 К

Зокрема параметр міжатомної взаємодії tgα, що описує градієнт зміни радіусу іона від його заряду, практично відтворює криві одержані авторами у роботі [3]. Аналогічні тенденції та залежності прослідковуються і при температурі 900К. Чим більше абсолютне значення негативної ентальпії утворення сполуки, тим стійкіше це з'єднання порівняно з простими речовинами, з яких воно складається.

Зі зростанням вмісту фосфору зростає його заряд, що відображається параметром tgα на рис.2, у той же час середньозважена між'ядерна відстань закодована у параметрі d є мінімальною при його максимальному вмісті, що свідчить на користь утворення міцних міжатомних зв'язків з партнером зокрема залізом.

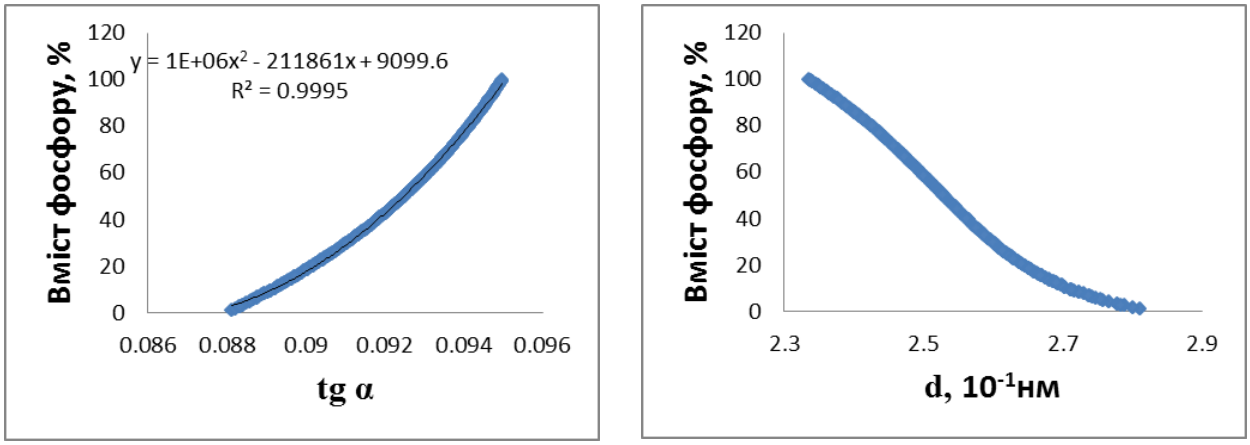


Рисунок 2 – Взаємозв'язок між зміною вмісту фосфору в системі Fe-P та параметрами міжатомної взаємодії (tgα і d)

Таким чином у роботі виконано термодинамічний аналіз поведінки фосфору в системах Fe–P та Fe–Cr–P із використанням концепції спрямованого хімічного зв'язку та параметрів міжатомної взаємодії. Сформовано репрезентативну вибірку експериментальних даних шляхом оцифрування графічної інформації літературних джерел із збереженням первинної точності експериментальних результатів. Встановлено взаємозв'язок між ентальпією системи та інтегральними параметрами міжатомної взаємодії (Z^Y, d, tgα, ρl), що дозволяє використовувати їх як індикатори термодинамічної узгодженості даних і структурного стану металевих розплавів.

Список літератури

1. Andini S., Vegliò F., Moro F., Felici A. Chromium recovery from tannery waste by solid–liquid extraction. Waste Management. – 2002. – Vol. 22, Issue 8. – P. 841–846. – DOI: 10.1016/S0956-053X(02)00074-5.

2. 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

3. CAO Zhan-Min, WANG Kun-Peng, QIAO Zhi-Yu, DU Guang-Wei. Thermodynamic Reoptimization of the Fe-P System // Acta Physico-Chimica Sinica. — 2012. — Vol. 28, No. 1. — P. 37–43. — DOI: 10.3866/PKU.WHXB201111172.

УДК 669.18.046

Д. О. Степаненко, А. І. Бєлькова, Д. М. Тогобицька, А. В. Бочаров

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

МОДЕЛЮВАННЯ В'ЯЗКОСТІ ФОСФОРОВМІСНИХ ШЛАКОВИХ СИСТЕМ CaO-SiO_2-Al_2O_3-MgO-MnO-P_2O_5 НА ОСНОВІ КЛАСТЕРНОГО АНАЛІЗУ ІНТЕГРАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ МІЖАТОМНОЇ ВЗАЄМОДІЇ

В умовах металургійних процесів оксид фосфору (P_2O_5) чинить суттєвий неоднозначний вплив на властивості та фазовий склад шлаків, виявляючи амфотерну природу залежно від компонентного складу. Навіть незначні його концентрації спричиняють непропорційний вплив на реологічні характеристики: при малих концентраціях P_2O_5 діє як деполімеризатор, проте при збільшенні вмісту понад 5% його ефективність змінюється через утворення складних фосфатних комплексів.

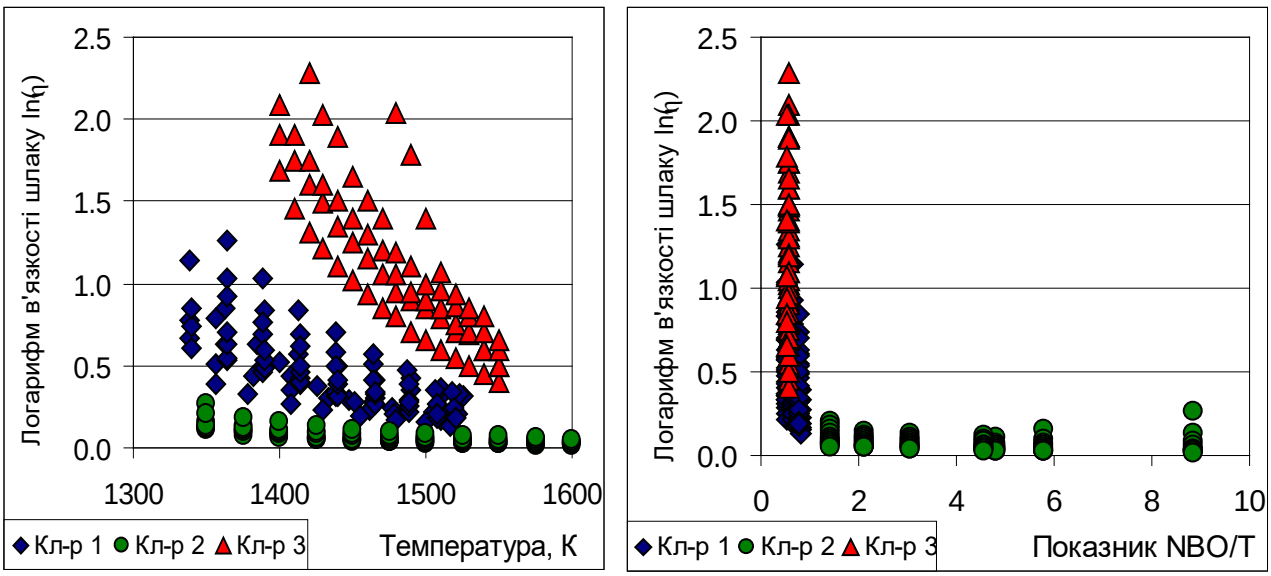
Для дослідження в'язкості багатокомпонентних систем CaO-SiO_2-Al_2O_3-MgO-MnO-P_2O_5 на основі аналізу відкритих джерел сформовано масив даних (250 значень), шлаки в якому суттєво відрізняються за хімічним та структурним станом. Специфічний та взаємопов'язаний вплив кожного оксиду обумовлює необхідність пошуку надійних методів прогнозування властивостей таких систем.

У роботі використано параметри міжатомної взаємодії концепції CHIP: хімічний еквівалент складу шлакової системи Δe та показник стехіометрії ρ, працездатність яких підтверджена багаторічними дослідженнями шлаків доменного і сталеплавильного виробництв [1]. Спроба побудови єдиної прогнозної моделі в'язкості в залежності від інтегральних показників складу шлаку та температури у вигляді $\ln(\eta) = f(\Delta e, \rho, 1/T)$ для всього масиву виявилася неуспішною внаслідок

незадовільненої точності (значення коефіцієнту детермінації R^2=0.31) (табл.1), що підтверджує неможливість опису амфотерної поведінки єдиною лінійною залежністю. Застосування методу кластеризації K-Means за інтегральними показниками Δe та ρ дозволило виділити три групи шлаків. На рис. 1 представлено температурні залежності в'язкості для цих груп, які мають класичний характер, проте розплави в них суттєво різняться за структурним дескриптором NBO/T [2] (рис.1 (б)). При цьому точність прогнозних моделей в'язкості в виділених групах (кластерах) шлаків зросла до R^2 = 0.86–0.96. Висока точність локальних моделей порівняно із загальною доводить, що в'язкість фосфоровмісних шлаків визначається не просто елементним складом, а конкретним типом структурної складової.

Таблиця 1 – Значення коефіцієнтів регресійного рівняння для розрахунку в'язкості фосфоровмісних шлаків

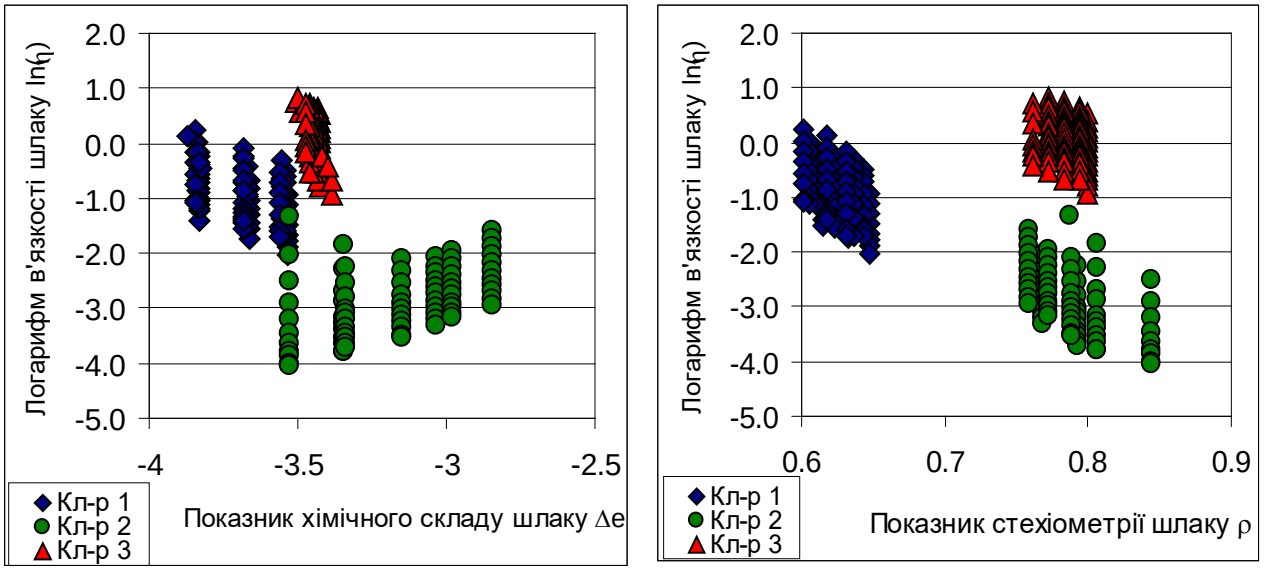
Група шлаків (кластер)	Коефіцієнти рівняння $\ln(\eta) = A + B \cdot \rho + C \cdot \Delta e + D \cdot 1000/T$				R^2 (точність)
	A (const)	B (ρ)	C (Δe)	D (1000/T)	
1	-9.600	-7.984	-0.986	14.394	0.86
2	-4.416	-7.008	0.578	13.116	0.90
3	-7.104	-14.229	-1.513	19.374	0.96
Весь масив	-14.907	-0.255	-2.049	9.831	0.31



а б

Рисунок 1 – Зв'язок в'язкості з температурою структурним дескриптором NBO/T складу шлаку по результатам кластеризації масиву даних фосфоровмісних шлаків

Звертає увагу зміна знака впливу інтегрального показника хімічного складу Δe в прогнозних моделях в'язкості фосфористих шлаків залежно від кластера (табл. 1, рис. 2 (а)). Це свідчить про фізичність отриманих моделей, які враховують взаємопов'язаний вплив всіх компонентів шлакової системи та конкретно зміну ролі P_2O_5 у структурній мережі розплаву залежно від його складу. Крім того, різний рівень значень в'язкості при приблизно однакових значеннях показника стехіометрії шлаку ρ (аналог основності) (рис. 2 (б)) обумовлено різницею шлаків другої та третьої груп за структурним дескриптором NBO/T (рис.1 (б)).



а б

Рисунок 2 – Зв'язок в'язкості з інтегральними показниками складу шлаку по результатам кластеризації масиву даних фосфоровмісних шлаків

Аналіз отриманих моделей та зіставлення їх із дескриптором NBO/T дозволяє надати таку фізико-хімічну характеристику виділеним кластерам:

- Кластери 1 та 2 (Високополімеризовані системи): Характеризуються низькими значеннями NBO/T (0,5–0,8), що відповідає сильно зв'язаній структурі розплаву і обумовлює підвищений рівень в'язкості цих груп. При цьому інверсія знака впливу параметра Δe (з від'ємного у 1-му кластері на додатний у 2-му) вказує на зміну енергетичної ролі фосфору навіть у межах структурно подібних полімеризованих мереж.
- Кластер 3 (Деполімеризован системи): Має суттєво вищі значення NBO/T, що свідчить про низьку ступінь полімеризації та найнижчий рівень в'язкості в цій групі.

Саме значна різниця у ступені деполімеризації пояснює, чому при однакових значеннях показника стехіометрії ρ в'язкість у другому кластері залишається вищою, ніж у третьому.

Висока точність локальних моделей порівняно із загальною свідчить про те, що реологічна поведінка фосфоровмісних розплавів визначається передусім реальним структурним станом мережі.

Отримані результати доводять, що достовірне прогнозування в'язкості фосфоровмісних систем можливе лише в межах структурно подібних груп, що виявляються на основі кластерного аналізу досліджуваної вибірки даних. Інтегральні параметри моделі оксидної системи з позиції концепції спрямованого хімічного зв'язку дозволяють комплексно врахувати вплив всього компонентного складу шлакової системи на її властивості. Запропоновані моделі рекомендуються для застосування в системах АСУТП для вдосконалення технологій дефосфорації в сталеплавильному виробництві.

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. Mills, KC, Yuan, L, Li, Z, Zhang, GH and Chou, KC. A Review of the Factors Affecting the Thermophysical Properties of Silicate Slags. High Temperature Materials and Processes, vol. 31, no. 4-5, 2012, pp. 301-321. https://doi.org/10.1515/htmp-2012-0097

УДК 669

О. М. Стоянов[1], К. Г. Нізяєв[1], Д. І. Терепенчук[1], В. О. Рубан[1], В.О. Сінельніков[2]

[1]Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

[2]Institute of Ceramics and Building Materials, м. Краків

ТЕПЛОТЕХНІЧНІ АСПЕКТИ НАГРІВУ МЕТАЛОЛОМУ В КОНВЕРТЕРІ ТА ОЦІНКА ЕНЕРГЕТИЧНИХ РЕЖИМІВ

Процес нагріву металолому в конвертері є важливою складовою сучасної металургійної технології, що визначає енергоефективність і стабільність роботи агрегату. Підготовка металошихти, зокрема металобрухту, до конвертерної плавки

дедалі частіше йде в умовах нерівномірного сировинного забезпечення, що визначає необхідність забезпечення «точного» теплового балансу та дотримання оптимальних режимів використання теплоносіїв та кисню.

Тепловий стан футерівки, швидкість підігріву металолому та допустимі пікові витрати кисню визначають не тільки енергетичні можливості системи, а й тривалість експлуатації конвертера. У цьому контексті аналіз двох різних технологічних підходів до розігріву металобрухту в конверторі: інтенсивного «VARIANT I» (30 хв.) та уповільненого «VARIANT II» (50 хв.), дозволяє комплексно оцінити теплотехнічні переваги та ризики кожного режиму.

Прийняті технологічними параметри розігріву приведені в табл. 1.

Таблиця 1. Показники прийняті при моделюванні

№	Найменування	Показник
1	Ємність конвертера	80 т
2	Температура нагріву металевого розплаву перед випуском	1550 °C
3	Допустимий вміст вуглецю перед випуском	1 %
4	Нижча теплота згоряння природного газу	36,5 МДж/м³
5	Нижча теплота згоряння коксику	28,2 МДж/кг
6	Максимальні витрати природнього газу	80 кДж/м^3
7	Термічний ККД:	
	природного газу	45 %
	коксику	20%

Вище приведені параметри формують базове теплове навантаження і визначають динаміку нагріву металобрухту. Оскільки частка енергії, що передається металолому, обмежена теплопровідністю шихти та інтенсивністю горіння факелу, важливим є контроль пікових значень витрати кисню, які визначають температуру і хімічний потенціал газового полум’я. Подібні механізми тепло- та масопереносу є визначальними для енергетичного балансу будь-яких сталеплавильних агрегатів [1].

Процес нагріву розділяється на наступні послідовні періоди: I - завалка металолому, що визначає початкову теплову інерцію; II - нагрів у декілька стадій з подачею природного газу, коксику та кисню; III - повторна завалка, що супроводжується зміною теплового балансу системи; IV - заключний період розігріву, у якому формується готовий тепловий режим розплаву.

В окремих періодах процесу можливе додавання коксику, що стабілізує полум'я і сприяє прискоренню тепловіддачі у зонах низької інтенсивності.

Результати та аналіз варіантів технологій.

У «VARIANT I» із загальною тривалістю процесу 30 хв. нагрівання відбувається за інтенсивним режимом, що характеризується високими піковими витратами кисню – до 315–325 м³/хв. Це значення перебуває на верхній межі пропускної здатності систем подачі кисню для конвертера такого типу, що ускладнює стабілізацію теплового факела й може призводити до надмірних локальних перегрівів. Поряд із цим витрати природного газу в окремі періоди сягають понад 800 м³/хв, а в заключний період становлять 1122 м³. Така висока інтенсивність теплопідведення створює суттєві навантаження на футерівку, збільшує ризик газодинамічної нестабільності та вимагає майже ідеальної організації процесу. Узгодження параметрів газової струмини та гідродинаміки ванни є критичним для запобігання локальним перегрівам системи [2]. Незважаючи на зменшення загальної тривалості нагріву, подібний режим може бути застосований лише у разі, якщо система подачі газів здатна забезпечити необхідний рівень витрат.

На відміну від інтенсивного режиму, варіант «VARIANT II» тривалістю 50 хв характеризується значно більш рівномірним розподілом теплових потоків та помірними піковими значеннями витрат кисню, які утримуються в межах 260–262 м³/хв під час основних періодів нагрівання. У цьому режимі два періоди завалки чергуються з двома повноцінними періодами нагріву природним газом у межах 78–82 м³/хв. Заключний період відзначається значним сумарним тепловим навантаженням із витратами природного газу близько 3760–3768 м³, проте такий розподіл теплоти компенсується більшою тривалістю процесу, що дозволяє уникнути різких термічних коливань. Завдяки цьому варіант із тривалістю 50 хв виявляється технологічно придатним, сприяє зменшенню теплових градієнтів, зниженню теплового впливу на футерівку та забезпечує більш передбачувану поведінку металобрухту під час нагріву. Раціональна організація температурно-швидкісного режиму дозволяє досягти необхідної якості розплаву при оптимальних витратах енергії [3].

Окремий інтерес становить варіант, у якому вміст вуглецю у розплаві на момент випуску збільшується до 2 %, а температура нагріву досягає 1450 °C. У цьому випадку загальні витрати природного газу становлять 1600 м³, коксика – 0,760 т, а кисню – 10840 м³, що відповідає середній витраті близько 392 м³/хв. У контексті теплового впливу цей режим є найбільш напруженим, адже підвищений вміст вуглецю змінює характер теплопередачі та хімічні умови у зоні полум’я. Зростає роль окисних реакцій,

інтенсифікується тепловий вплив на футерівку, що вимагає посиленого контролю як температурного поля, так і подачі енергоносіїв.

Сукупність виконаних розрахунків свідчить про те, що режим тривалістю 50 хв забезпечує найбільш збалансоване поєднання теплотехнічної стабільності та енергоефективності, тоді як інтенсивний 30-хвилинний варіант може бути рекомендований лише для агрегатів з великої ємності. Важливим фактором у всіх режимах є наявність достатньої кількості рідкого металу на дні конвертера, використання коксика для стабілізації горіння та дотримання першочерговості завантаження металолому – спочатку легковагового, а потім важковагового.

Перелік посилань

1. Ruban V., Terekhov D., Stoianov O. Determining the heat and mass transfer patterns in the tundish of a continuous casting machine. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2025. Vol. 4, no. 1 (136). P. 6–14. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2025.336057

2. Рубан, В. О. Дослідження гідродинамічних процесів ковшової ванни при продувці через донні дуттьові пристрої / В. О. Рубан, О. М. Стоянов, В. І. Мусійко та ін. Теорія і практика металургії. – 2024. – №1. – С. 21–27. doi: https://doi.org/10.15802/tpm.1.2024.03

3. Визначення раціонального температурно-швидкісного режиму розливання легованих хромистих сталей / К. Г. Нізяєв О. М. Стоянов, Х. В. Малій, Є. В. Синегін, В. О. Рубан. Науковий Журнал Метінвест Політехніки. Серія: Технічні науки. – 2025. – № 4. – С. 211–217. doi: https://doi.org/10.32782/3041-2080/2025-4-28

УДК 669

О. М. Стоянов[1], К. Г. Нізяєв[1], Д. І. Терепенчук[1], В. О. Рубан[1], Ж. Г. Заіров[2]

[1]Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

[2]Viridi Navitas Limited Liability Partnership, Astana city

ВПЛИВ КОНЦЕНТРАЦІЇ ВУГЛЕЦЮ ТА ТЕМПЕРАТУРИ НА ШВИДКІСТЬ НАВУГЛЕЦЮВАННЯ РІДКОГО МЕТАЛУ

Процес навуглецювання рідкого заліза є одним з методів впливу на металевий розплав, оскільки від швидкості засвоєння вуглецю залежить тривалість плавки,

однорідність металу, ефективність використання твердого карбюризатора та енергетичні витрати. Експериментальні дані та аналітичні моделі свідчать, що кінетика навуглецювання не підпорядковується простій лінійній залежності й характеризується трьома зонами, кожна з яких контролюється різними фізико-хімічними механізмами [1].

На початковій стадії процесу, коли вміст вуглецю в рідкому залізі не перевищує 0,05–0,15 %, швидкість навуглецювання має максимальні значення. Причина цього явища полягає в тому, що метал прни таких концентраціях вуглецю має значну кількість розчиненого кисню. Взаємодія цього кисню з твердим вуглецем (карбюризатором) супроводжується інтенсивним газоутворенням, зокрема, формуванням бульбашок CO. Саме вони створюють умови для турбулізації прикордонного шару та різкого збільшення міжфазної поверхні. Утворення газових потоків, підйом бульбашок і вторинне перемішування, механізми якого подібні до процесів у ковшових ваннах при продувці газами [2], призводять до прискореного переносу атомів вуглецю з поверхні у глибину розплаву. У цій області реакційна складова є домінуючою над дифузійною, що підтверджується розрахунками швидкості навуглецювання та характером зниження ефективного коефіцієнта дифузії.

Розрахунки показали, що при концентрації вуглецю 0,05 % ефективний коефіцієнт дифузії становив $7{,}7\times10^{-5}$ м²/хв, при 0,10 % — $5{,}3\times10^{-5}$ м²/хв, а при 0,15 % — $2{,}9\times10^{-5}$ м²/хв. Така тенденція свідчить про те, що зі зростанням концентрації вуглецю кисень витрачається, інтенсивність газоутворення спадає, а тому дифузійний механізм починає відігравати більшу роль. Утворення слабкої карбідної плівки та погіршення змочуваності карбюризатора також уповільнюють масоперенос.

У середній області, коли вміст вуглецю зростає до 0,2–1,1 %, механізм процесу змінюється. Газова активність майже припиняється, і швидкість навуглецювання визначається вже не хімічною реакцією, а виключно дифузією крізь прикордонний шар. Цей шар збіднений на кисень, але збагачений на вуглець, що зменшує градієнт концентрацій між поверхнею та об’ємом металу. З зниження швидкості підтверджує домінування дифузійних обмежень. Отримані ефективні коефіцієнти дифузії — $3{,}8\times10^{-5}$ м²/хв. при 0,2 %, $4{,}7\times10^{-5}$ м²/хв. при 0,6 % та $3{,}6\times10^{-5}$ м²/хв. при 1,1 % — свідчать про відносну стабільність масопереносу. На відміну від першої області, ці значення не демонструють різких стрибків, що є ознакою рівномірності дифузійного механізму. Водночас навіть невелике збільшення концентрації супроводжується зростанням активності вуглецю. У цьому діапазоні особливо важливими стають властивості карбюризатора, такі як пористість, розмір частинок та реакційна здатність: вони визначають темп розчинення та площу контакту із металом.

У третій області, що характеризується концентраціями понад 1,1 %, градієнт концентрації між поверхнею та об’ємом металу стає мінімальним, а енергетичні умови не сприяють подальшому переносу вуглецю. Формально ефективний коефіцієнт дифузії зростає до значень $4{,}7\times10^{-5}$ м²/хв.. при 1,2 %, $7{,}0\times10^{-5}$ м²/хв. при 1,5 % і до $1{,}6\times10^{-4}$ м²/хв. при 1,8 %. Це математичне збільшення пов’язане зі зменшенням різниці між концентрацією насичення та фактичною концентрацією вуглецю. Таким чином, високі значення D у цьому діапазоні не означають прискорення процесу, а лише відображають математичну поведінку моделі при малих ΔC.

Побудовані графіки (див. рис. 1.) підтверджують наявність різких змін механізмів у трьох областях. На графіку швидкості навуглецювання спостерігається лінійний спад у першій області, експоненційне згасання в другій та плавне вирівнювання в третій. Графік ефективного коефіцієнта дифузії демонструє відповідні тенденції: швидке спадання при низькому вмісті вуглецю, стабільність у середньому діапазоні та математичне зростання поблизу насичення.

Проведені розрахунки впливу температури на дифузію. Підвищення температури до 1600 °C дає змогу оцінити зміну коефіцієнта дифузії, так при 1600 °C коефіцієнт дифузії становить близько $4{,}3\times10^{-7}$ м²/с.

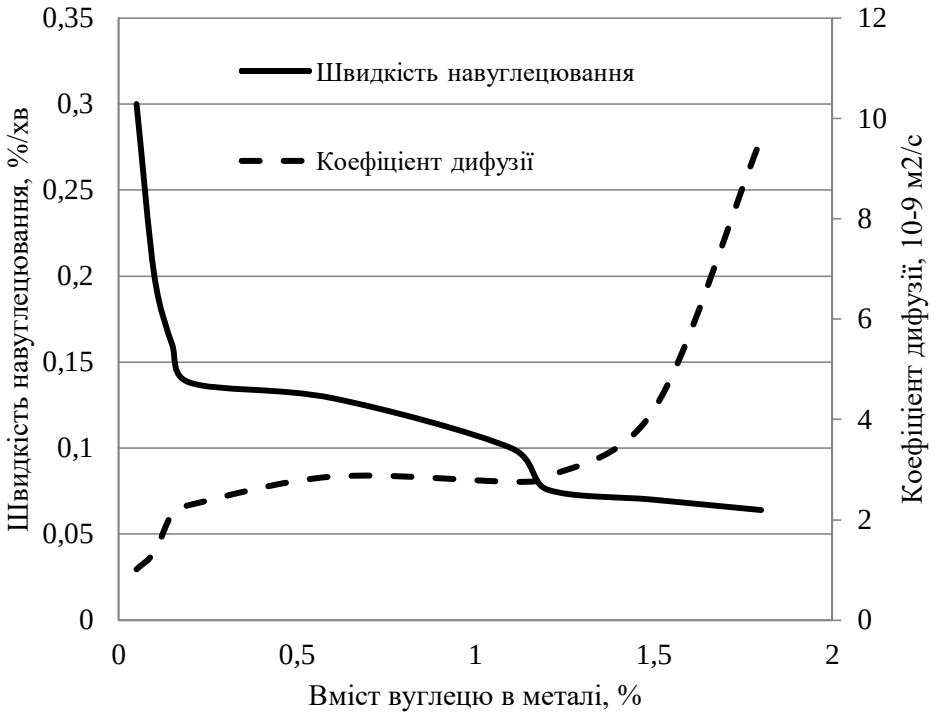


Рисунок 1 – Залежність швидкості навуглецювання металу і ефективного коефіцієнту дифузії від вмісту вуглецю в металі.

Це приблизно на 40–60 % більше, ніж при 1550 °C, що цілком узгоджується з характером експоненційного зростання дифузійних процесів у високотемпературних системах та є критично важливим при дотриманні раціональних температурних режимів розливання [3]. Однак різні діапазони концентрацій реагують на підвищення температури по-різному: у першій області зростання температури також посилює реакційний механізм, у другій — прискорює чисту дифузію, а в третій — практично не змінює кінцевий результат, бо обмеженням є термодинамічна рівновага.

Сукупність отриманих даних демонструє складну, багатокомпонентну природу навуглецювання та дає змогу глибше зрозуміти взаємозв'язок між вмістом вуглецю, швидкістю засвоєння, температурою та реальними умовами масоперенесу. Поєднання експериментальних закономірностей та розрахованих коефіцієнтів дифузії дозволяє формувати більш точні моделі, зокрема щодо закономірностей тепло- та масопереносу в металургійних агрегатах [4], оптимізувати роботу агрегатів та підвищувати ефективність металургійних процесів.

Перелік посилань

1. Termodynamika a kinetika nauhlicovani tavenin zeleza tuhym nauhlicovadlem. / Macha Jaroslav, Petros Jaroslav, Jenik Vladimir, Zapalka Dusan // Hutn. listy. - 1988. - 43, №1. - С. 10 - 14.

2. Рубан, В. О. Дослідження гідродинамічних процесів ковшової ванни при продувці через донні дуттьові пристрої / В. О. Рубан, О. М. Стоянов, В. І. Мусійко та ін. Теорія і практика металургії. – 2024. – №1. – С. 21–27. doi: https://doi.org/10.15802/tpm.1.2024.03

3. Визначення раціонального температурно-швидкісного режиму розливання легованих хромистих сталей / К. Г. Нізяєв О. М. Стоянов, Х. В. Малій, Є. В. Синегін, В. О. Рубан. Науковий Журнал Метінвест Політехніки. Серія: Технічні науки. – 2025. – № 4. – С. 211–217. doi: https://doi.org/10.32782/3041-2080/2025-4-28

4. Ruban V., Terekhov D., Stoianov O. Determining the heat and mass transfer patterns in the tundish of a continuous casting machine. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2025. Vol. 4, no. 1 (136). P. 6–14. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2025.336057

УДК 669.09.26

Л. І. Тарасюк, С. Б. Каргін

«Приазовський державний технічний університет», м. Дніпро

ВОДНЕВА ЕНЕРГЕТИКА - ПРОБЛЕМИ ТА МОЖЛИВІ НАСЛІДКИ

З часів промислової революції XVIII століття прийнято вважати, що науково-обґрунтована технологія повинна автоматично вести до прогресу та покращувати життя людей. Вона справді збільшила виробництво їжі, покращила здоров'я людей, рівень життя та вдосконалила системи комунікації. Але все очевиднішими стає шкода, яку вона завдає людині та навколишньому середовищу.

У 80-ті роки вибух космічного човника «Челенджер», аварія на Чорнобильській АЕС, хімічна катастрофа в Бокалі та розлив нафти внаслідок катастрофи танкера «Exxon Valdez» нагадали нам, що великомасштабні системи не захищені від людських помилок і технічних збоїв. Однак навіть нормальне функціонування сільськогосподарських та промислових систем саме по собі завдає шкоди, виснажуючи ресурси, забруднюючи повітря, воду та землю. Спалюючи викопне паливо ми викидаємо в атмосферу величезну кількість діоксиду вуглецю, створюючи загрозу всесвітній катастрофі через глобальне потепління клімату.

До 1800 року вся світова цивілізація ґрунтувалася на дереві, вітрі, воді та тваринній силі. Промислова революція XIX століття була результатом технологій, заснованих на використанні кам'яного вугілля. Паливом, що живить зростання промислових країн XX століття, служили вугілля, нафта і природний газ. На початку 80-х стало зрозуміло, кожен із цих джерел енергії супроводжується соціальними і екологічними витратами. Людство мало уваги приділяло розробкам, пов'язаним із відновлюваними джерелами енергії, які могли знизити наші енергетичні потреби у джерелах, що витрачаються, а в перспективі повністю їх замінити. Нафта, природний газ і кам'яне вугілля містять у собі енергію, що надходить від Сонця мільйони років, яку накопичували доісторичні форми рослинного життя. Викопні палива забезпечують 88% всесвітнього вироблення енергії. За наявними оцінками за збереження сучасних темпів видобутку розвіданих у світі запасів нафти має вистачити на 44 роки, газу – на 60 років, а кам'яного вугілля – приблизно на три століття [1]. Однак їх географічний розподіл дуже нерівномірний, а видобуток пов'язаний з дуже високими політичними та екологічними витратами.

Залізо і сталь становлять структурну основу сучасного життя, але їхню частку припадає близько 8% глобальних викидів вуглецю, що робить їх найбільшим джерелом промислових парникових газів. Шлях до 100% чистого майбутнього досить зрозумілий: відмовтеся від доменних печей та відновників коксового обпаленого вугілля та замініть їх електродуговими печами, що працюють на екологічно чистій енергії, та екологічно чистими водневими відновниками. Так ви зможете отримати сталь із звичайною водою як єдиний побічний продукт.

Ось у чому проблема: зараз людство виробляє близько двох мільярдів тонн сталі на рік у всьому світі, і відсоток екологічно чистого металу в ньому настільки малий, що в 2021 році стало великою новиною, коли блок такої сталі дійсно був доставлений покупцеві. Це колосальна галузь з величезною кількістю активів, об'єктів та обладнання, які вже повністю функціонують і побудовані на століття.

Перехід на електродугову піч – нетривіальне заняття. За даними другого за величиною виробника сталі у світі, він обійдеться у суму від $1 100 000 000 до $1 700 000 000, за винятком витрат, пов'язаних з існуючими активами доменних печей. «Зелений» водень ще недоступний у необхідних масштабах, і, таким чином, собівартість виробництва еко-сталі на 60% вища за брудний матеріал.

Таким чином, сталь із доменних/конвертерних печей (BF-BOF) матиме оборот на ринку ще як мінімум кілька десятиліть, і саме тому ця нова система модернізації, розроблена Бірмінгемським університетом, може стати одним із найважливіших досягнень року в галузі екологічно чистих технологій. . Навіть незважаючи на те, що вона не повністю зелена.

Воднева енергетика стрімко набирає популярності на тлі сучасних тенденцій. Основними драйверами загального водневого інтересу виступають:

- необхідність забезпечення вуглецевої нейтральності;
- зниження попиту на традиційні енергоресурси;
- збільшення частки відновлюваних джерел енергії;
- активний розвиток транспортної інфраструктури;
- розвиток технологій;
- освоєння космосу (у ракетних двигунах використовуються водневе паливо) та ін.

Питання розвитку водневих технологій або переходу до водневої енергетики входять до енергетичних стратегій практично всіх країн світу. Незважаючи на єдність інтересу, у питаннях реалізації переходу до водневої енергетики немає аналогічної єдності. У наданому матеріалі пропонується оцінити можливості реалізації кожного з

відомих на сьогоднішній день типів водню та виділити найбільш оптимальний для світової та української енергетики. Відомо кілька типів водню: «сірий», «голубий» (синій), «зелений» та «жовтий» (помаранчевий). Кожен з цих видів водню відрізняється, в першу чергу, методом виробництва (Таблиця 1).

«Сірий» водень виробляють із вуглеводневої сировини: вугілля, нафти та природного газу (без застосування технології уловлювання або поховання вуглекислого газу, що утворюється в ході виробництва водню). «Блакитний» водень одержують шляхом конверсії або піролізу метану в комбінації з технологіями з уловлювання та зберігання вуглекислого газу (CCUS). «Жовтий» і «зелений» водень отримують шляхом електролізу води, проте, у випадку з «жовтим» воднем як джерело енергії для електролізу використовується атомна енергія, а у випадку з «зеленим» воднем - енергія, одержувана з поновлюваних джерел енергії (ПДЕ).

Таблиця 1 – Способи виробництва водню

Назва	Сірий	Голубий	Зелений	Жовтий
Спосіб отримання	Парова конверсія	Парова конверсія	Електроліз	Електроліз
Первинне джерело енергії	Природний газ	Природний газ	Відновлювальні джерела енергії	Ядерна енергія
Вуглецевий слід (кг CO_2/кг H_2)	8 - 12	0,6 - 1	0	0 – 0,1
Вартість, $/кг	1 - 2	1,5 – 3,0	4,0 – 7,5	3,0 – 4,0

Виплавка сталі з використанням доменного процесу за перебігом реакції

$Fe_2O_3 + 3CO \rightarrow 2Fe + 3CO_2$ провокує виділення значної кількості діоксиду вуглецю, що негативно впливає на кліматичні умови.

Виплавка сталі за технологією DRP-EM є комерційно доступною технологією, яка може забезпечити скорочення викидів CO_2 на дві третини в порівнянні з доменним способом, навіть при роботі на газі. Глибока декарбонізація до приблизно 5 відсотків від викидів, що залишилися, може бути досягнута за рахунок використання кліматично нейтрального водню. Блакитний водень може прискорити розвиток цієї технології, доки відновлюваний водень не доступний у достатніх обсягах. Крім того, транспортування водню трубопроводами має перевагу у вартості на один-два порядки в порівнянні з транспортуванням електрики, що сприяє швидкому створенню мережі трубопроводів чистого водню.

Однак тут слід зазначити одну важливу річ – використання енергії. Ще однією істотною відмінністю виробництва сталі на водневій основі від традиційної доменної технології і FINEX-процесу полягає в тому, що для цього потрібна велика кількість зовнішньої енергії. Доменна піч не тільки виробляє розплавлений чавун, але також забезпечує джерело тепла, необхідне для подальшої обробки, і газ, що відходить, який утилізується для вироблення електроенергії. Причина, через яку при роботі доменної печі утворюється газ, що входить, полягає в тому, що вуглець при відновленні заліза неможливо використовувати на всі 100%.

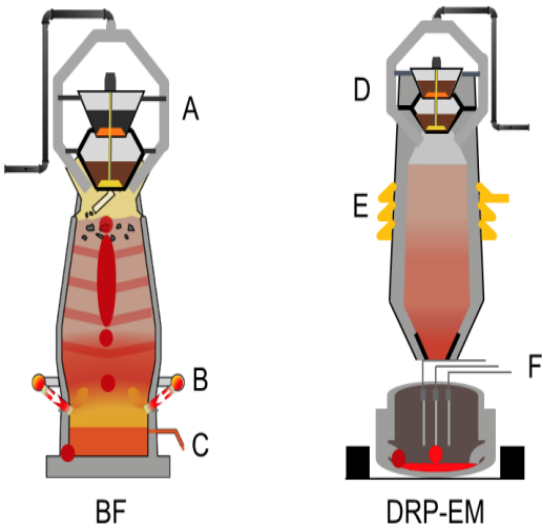


Рисунок 1 – Варіанти отримання заліза процесами BF та DRP-EM

A: вхідний отвір для сировини (залізної руди) та коксу; B: фурми гарячого дуття та вхід для пилоподібного палива; C: отвір шихти для гарячого металу; D: вхід для залізної руди та котунів; E: вхід відновлювального газу; F: підключення плавильної електрики

Більш ефективним способом отримання чистого заліза вважається технологія отримання металізованих окатишів (DRI) за реакцією $Fe_2O_3 + 3H_2 = 2Fe + 3H_2O$ з їх переплавкою у ДСП.

Висновки. З метою зменшення вуглецевого сліду в атмосфері перехід чорної металургії на водневу технологію є обов'язковим. Найбільш раціональною водневою технологією є підготовка залізорудної сировини з отриманням окатишів DRI, їх металізація в шахтних печах, виплавка сталі в електропечах.

УДК 669

Д. А. Терехов[1], О. М. Стоянов[1], М. Еконго[2]

[1]Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

[2]DHM GROUP, Bratislava city

АНАЛІЗ ВПЛИВУ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ФАКТОРІВ НА ШВИДКІСТЬ ЕРОЗІЇ ФУТЕРОВКИ ПРОМКОВША МБЛЗ

Ерозія футеровки проміжного ковша є результатом комплексної дії низки взаємопов'язаних факторів, серед яких провідну роль відіграють експлуатаційні режими розливання, гідродинаміка потоку рідкої сталі, теплове навантаження на футеровку, а також хімічний склад металу [1, 2]. У реальних умовах промислової експлуатації ці фактори діють одночасно, що ускладнює виділення домінуючих механізмів зносу та кількісну оцінку їх внеску у загальну швидкість ерозії футеровки [3].

На відміну від класичних підходів, які ґрунтуються на аналізі окремих параметрів або спрощених емпіричних залежностях, проведені дослідження з застосуванням інтегрованого підходу, що поєднує результати чисельного-моделювання, дані онлайн-вимірювання температури броні проміжного ковша, технологічні параметри процесу розливання та хімічний склад сталі. Такий підхід дозволяє врахувати реальні умови тепло-гідродинамічної взаємодії розплаву зі стінками ковша та їх вплив на інтенсивність ерозійних процесів [4].

В ході виконаних в даному підрозділі досліджень особливу увагу було приділено температурі броні проміжного ковша як інтегральному показнику теплового та гідродинамічного навантаження на футеровку і ключовому фактору її зносу. Використання онлайн-вимірюваної температури дозволяє перейти від статичних оцінок до аналізу ерозії в реальних умовах із урахуванням динаміки розливання. Зокрема було виконано кількісний аналіз впливу експлуатаційних, теплових, гідродинамічних і хімічних факторів на швидкість ерозії із застосуванням методів машинного навчання та SHAP-аналізу, що дало змогу визначити внесок окремих параметрів і виявити критичні їх поєднання, що прискорюють знос футеровки. Отримані результати було використано для подальшої адаптації моделі до режиму онлайн-прогнозування та розробки рекомендацій щодо зниження зносу, що розглядається в наступних підрозділах.

У процесі розливання футеровка поступово руйнується під дією теплових, хімічних і гідравлічних навантажень. Зменшення її товщини знижує тепловий опір і

спричиняє зростання температури броні. Найбільший прогрів спостерігається в зоні контакту металу і шлаку. Експериментально встановлено, що зменшення товщини футеровки на 20–30 % призводить до підвищення температури кожуха на 20–40 °С, що підтверджує прямий зв'язок між станом футеровки та температурою броні.

На рис.1 наведено встановлена в ході дослідження залежність товщини зношеного шару футерування впродовж серії розливання від температури кожуху проміжного ковша.

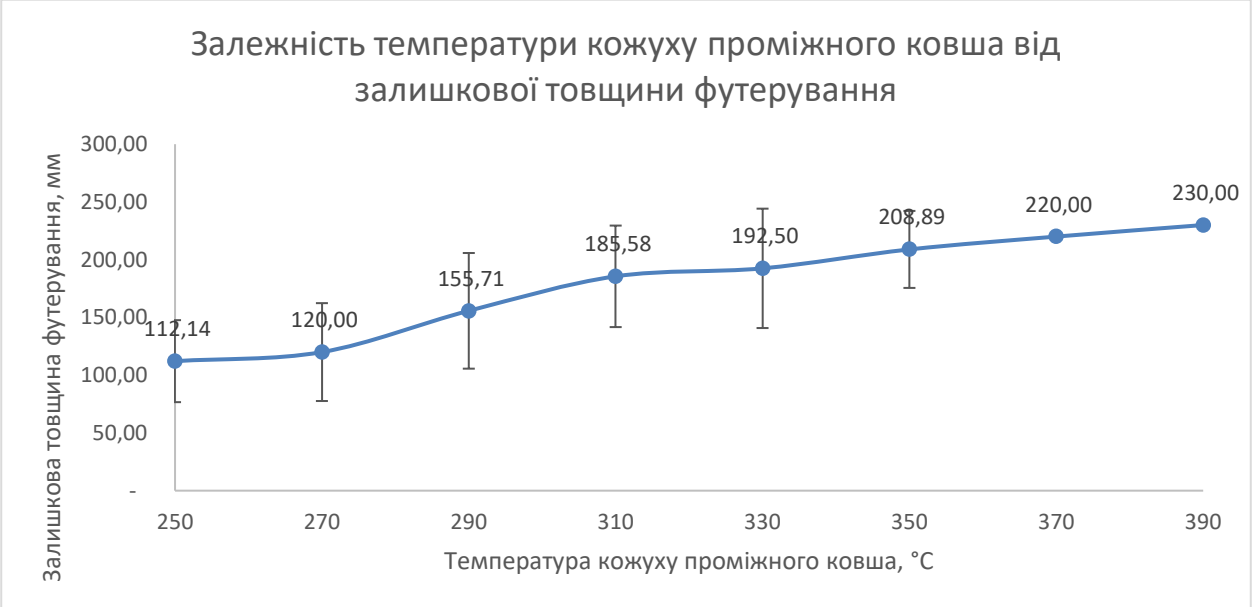


Рисунок 1 – Залежність товщини зношеного шару футерування впродовж серії розливання від температури кожуху проміжного ковша

Надмірне прогрівання броні ковша може спричинити прорив розплаву через кожух, що підтверджує пряму залежність – чим тонша й більш зношена футеровка, тим вища температура зовнішнього кожуха, і навпаки. Для кількісної оцінки цієї залежності була проведена апроксимація і отримано поліном з коефіцієнтом детермінації $R^2 = 0{,}9899$:

$$y = -0{,}000083 \cdot x^3 + 0{,}072 \cdot x^2 - 19{,}53 \cdot x + 1799{,}83$$

Перелік посилань

1. Смірнов О.М. Безперервне розливання сталі [Підручник] / О.М. Смірнов, С.В. Куберський, Є.В. Штепан. – Алчевськ: ДонДТУ, 2011. – 518 с.

2. Рубан, В. О. Дослідження гідродинамічних процесів ковшової ванни при продувці через донні дуттьові пристрої / В. О. Рубан, О. М. Стоянов, В. І. Мусійко та ін.

Теорія і практика металургії. – 2024. – №1. – С. 21–27. doi: https://doi.org/10.15802/tpm.1.2024.03

3. Нізяєв К. Г., Визначення раціонального температурно-швидкісного режиму розливання легованих хромистих сталей / К. Г. Нізяєв О. М. Стоянов, Х. В. Малій, Є. В. Синегін, В. О. Рубан. *Науковий Журнал Метінвест Політехніки. Серія: технічні науки*. 2025. № 4. С. 211–217. URL: https://doi.org/10.32782/3041-2080/2025-4-28

4. Ruban V., Terekhov D., Stoianov O. Determining the heat and mass transfer patterns in the tundish of a continuous casting machine. *Eastern-European journal of enterprise technologies*. 2025. Vol. 4, no. 1 (136). P. 6–14. URL: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2025.336057

УДК 669

Д. А. Терехов[1], О. М. Стоянов[1], Т. Коробєйнікова[2]

[1]Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

[2]Arizona State University, м. Темпі, (США)

АНАЛІЗ ВПЛИВУ ТЕПЛОВИХ ФАКТОРІВ НА ШВИДКІСТЬ ЕРОЗІЇ ФУТЕРУВАННЯ ПРОМІЖНОГО КОВША

У важких температурних умовах експлуатації футеровка зазнає значного термічного навантаження, що істотно прискорює її руйнування. Структурні термічні напруги від різких температурних градієнтів можуть викликати появу мікротріщин у матеріалі. Футеровка при цьому перебуває в агресивному термохімічному середовищі (гарячих шлаків та металів), що призводить до незворотних змін її складу і структури. При перегріві та тривалому впливі високих температур знижується термічна стійкість матеріалу, руйнуються зв’язувальні речовини футеровки та зростають теплові напруги [1]. Утворені мікро - і макротріщини сприяють проникненню шкідливих корозійних елементів у товщу матеріалу, що додатково посилює ерозію.

Основна мета проведеного аналізу – кількісно визначити внесок кожного з наведених теплових параметрів у сумарну швидкість ерозії футеровки. Для цього створюється математична модель залежностей та застосовується SHAP-аналіз (рис. 1), що дозволяє кількісно оцінити відносну важливість кожного фактора в моделі.

З рисунку 1 наочно видно, що найбільший вплив серед теплових факторів мають температура кожуха та температура сталі: їх зростання підвищує швидкість ерозії, що

пояснюється зниженням в'язкості металу, зростанням турбулентності, напружень на стінці, зменшенням міцності футерівки та активізацією хімічної взаємодії. Залежність підтверджена експериментально (рис. 2).

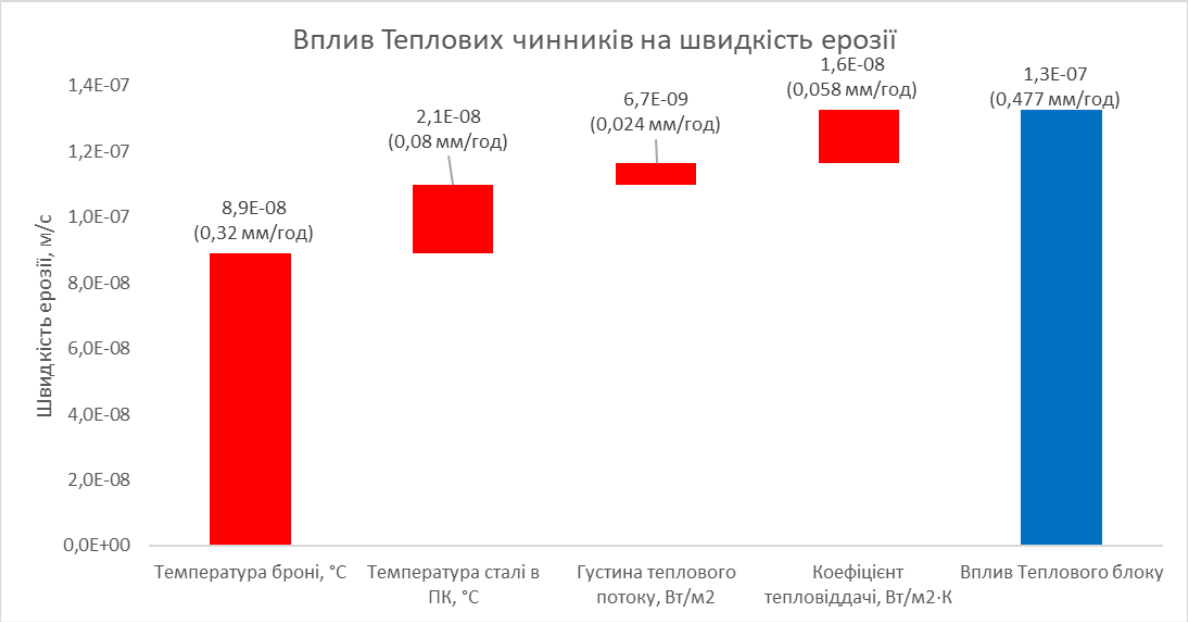


Рисунок 1 – Відносний аналіз важливості теплових факторів моделі на швидкість ерозії проміжного ковша.

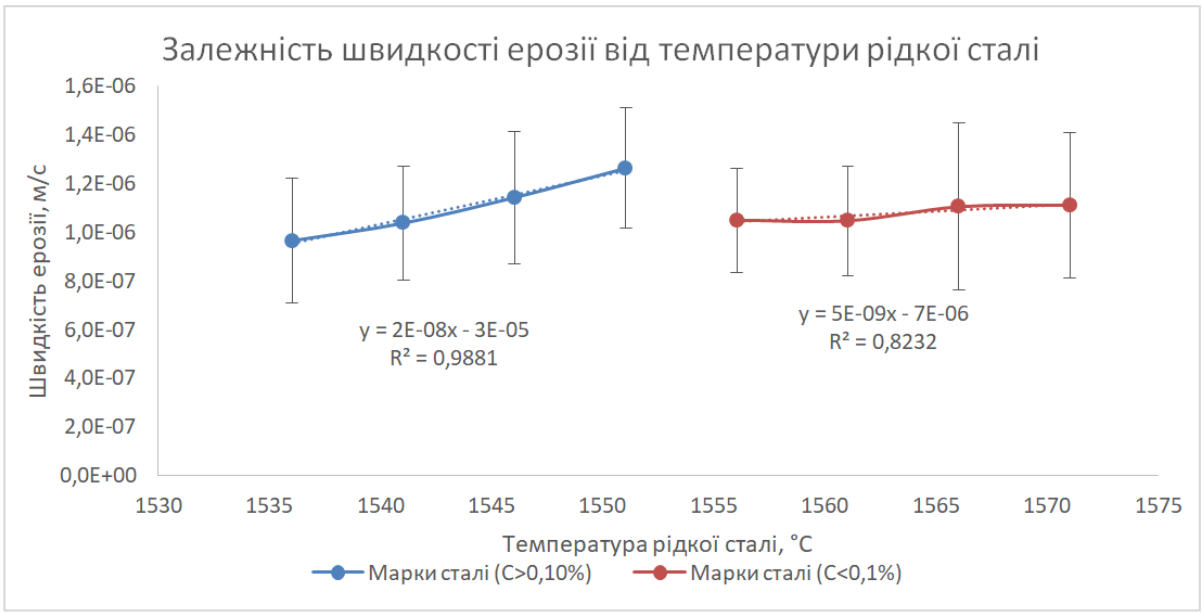


Рисунок 2 – Залежність швидкості ерозії від температури рідкої сталі

Суттєвий вплив також мають густина теплового потоку та коефіцієнт теплопередачі, що відображено на рис. 3-4.

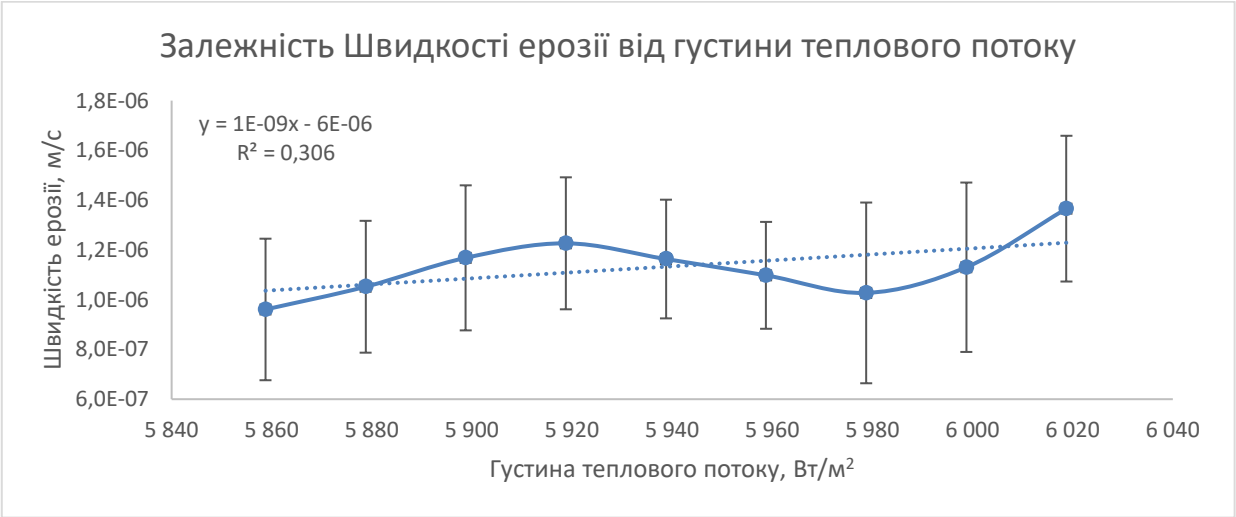


Рисунок 3 – Залежність швидкості ерозії від густини теплового потоку

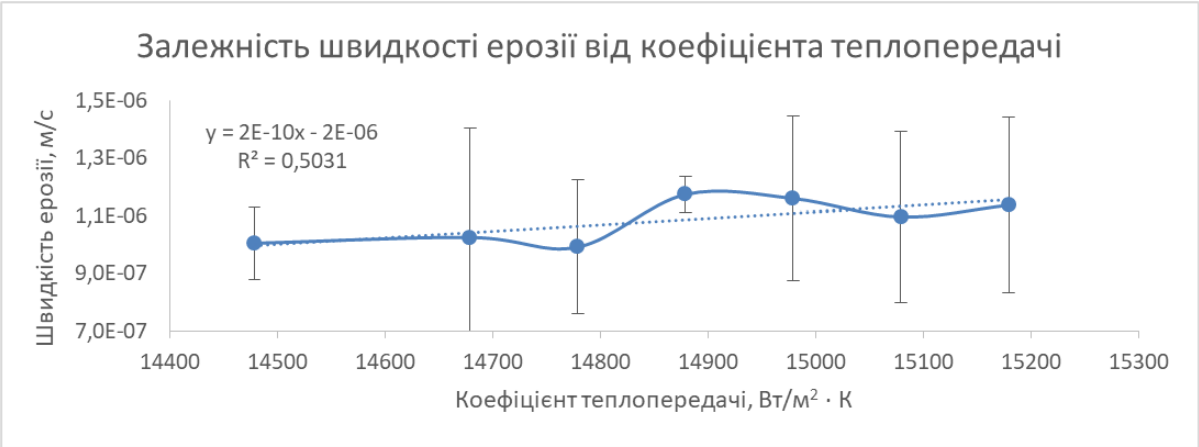


Рисунок 4 – Залежність швидкості ерозії від коефіцієнта теплопередачі

Отримані оцінки впливу теплового блоку в поєднанні з експериментальними та регресійними даними дозволяють виявити закономірності та аномальні режими ерозії. Медіанний внесок становить близько $1 \cdot 10^{-7}$ м/с (0,36 мм/год) і характеризує типовий рівень впливу. Інтерквартильний інтервал (0,42–$3 \cdot 10^{-7}$ м/с або 0,15–1,08 мм/год) свідчить про високу варіативність, що визначається взаємодією температури сталі з гідродинамічними умовами. Мінімальні значення ($8 \cdot 10^{-9}$ м/с, 0,03 мм/год) відповідають

спокійним зонам, тоді як максимальні (> $4{,}5 \cdot 10^{-7}$ м/с, 1,62 мм/год) – критичним тепловим режимам із піковою ерозією.

Результати підтверджують, що теплові фактори є визначальними та підсилюють механічні процеси ерозії через зміну теплофізичних властивостей і інтенсивності теплообміну. Практично це дозволяє обґрунтувати оптимальні температурно-швидкісні режими розливання, що є критично важливим для легованих сталей, де температурний інтервал стабільності є досить вузьким [2]. Такий підхід дає змогу враховувати теплові параметри разом із гідродинамічними, прогнозувати ресурс футеровки та впроваджувати інтегровані підходи управління процесом.

Перелік посилань

1. Terekhov D., Stoianov O., Ruban V. Determining the heat and mass transfer patterns in the tundish of a continuous casting machine. *Eastern-European journal of enterprise technologies*. 2025. Vol. 4, no. 1 (136). P. 6–14. URL: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2025.336057

2. Визначення раціонального температурно-швидкісного режиму розливання легованих хромистих сталей / К. Г. Нізяєв О. М. Стоянов, Х. В. Малій, Є. В. Синегін, В. О. Рубан. Науковий Журнал Метінвест Політехніки. Серія: Технічні науки. – 2025. – № 4. – С. 211–217. doi: https://doi.org/10.32782/3041-2080/2025-4-28

УДК 669

Д. А. Терехов, О. М. Стоянов

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

ЧИСЕЛЬНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ГІДРОДИНАМІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК В ПРОМІЖНОМУ КОВШІ

При виконанні аналізу гідродинамічних явищ, відповідно до методик дослідження тепломасоперенесення у сталерозливних системах [1], встановлено, що течія рідини у пристінних зонах проміжного ковша має різний характер залежно від відстані до центрального струменя. Варто зазначити, що початкові параметри розплаву та його температурна однорідність значною мірою закладаються на етапі позапічної обробки [2–4].

У просторі ковша можна виділити чотири характерні зони, всередині яких гідродинамічні параметри потоку є відносно однорідними: кожна з цих зон характеризується подібними значеннями швидкостей та турбулентних параметрів, що відрізняють її від інших зон (Рис 1).

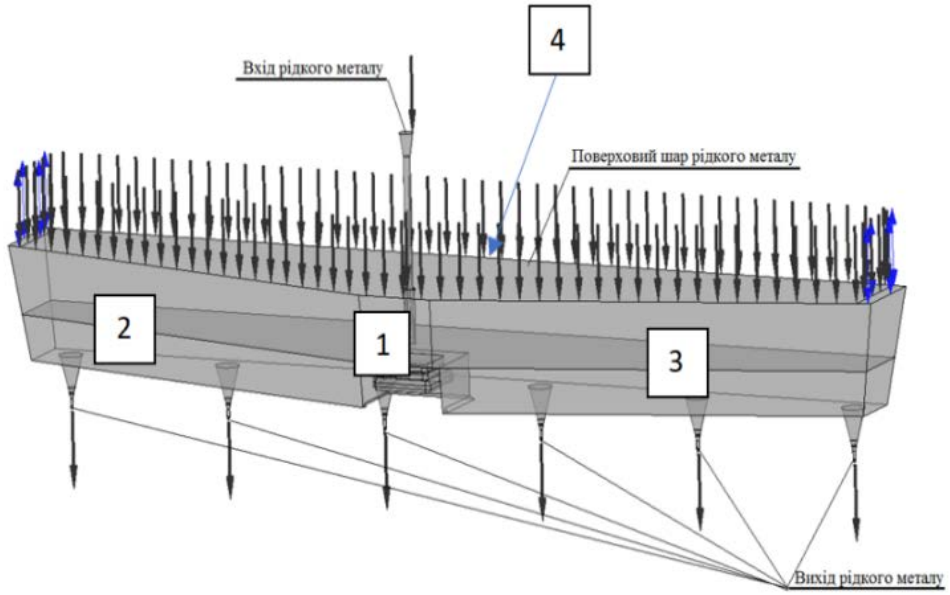


Рисунок 1 – Зонування проміжного ковша за подібністю гідродинамічних показників

На основі проведених чисельних експериментів побудовані тривимірні графіки залежностей основних гідродинамічних характеристик від температури рідкої сталі та швидкості розливання металу для чотирьох визначених зон проміжного ковша(рис. 2–7). Такий підхід дозволяє детально проаналізувати раціональні температурно-швидкісні режими, що є критично важливим при роботі з легованими сталями [5].

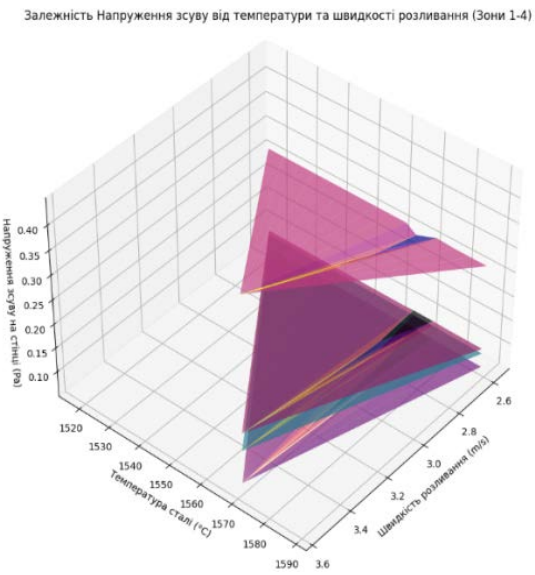


Рисунок 2 Залежність напруження зсуву від температури та швидкості розливання

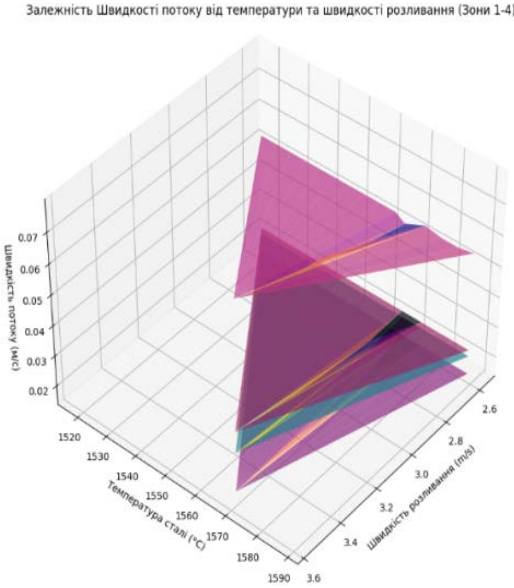


Рисунок 3 Залежність швидкості потоку від температури та швидкості розливання

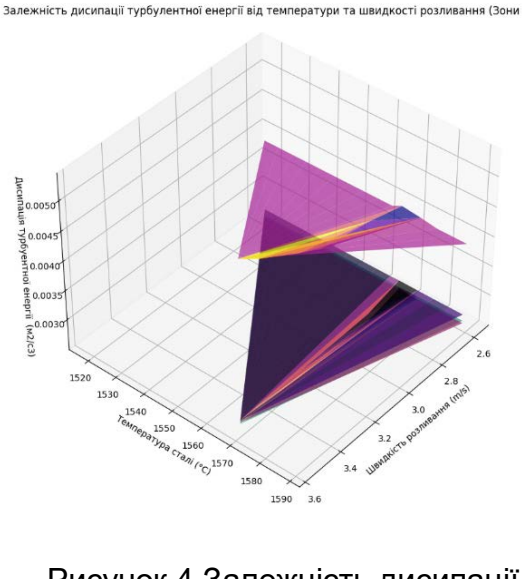


Рисунок 4 Залежність дисипації турбулентної енергії від температури та швидкості розливання

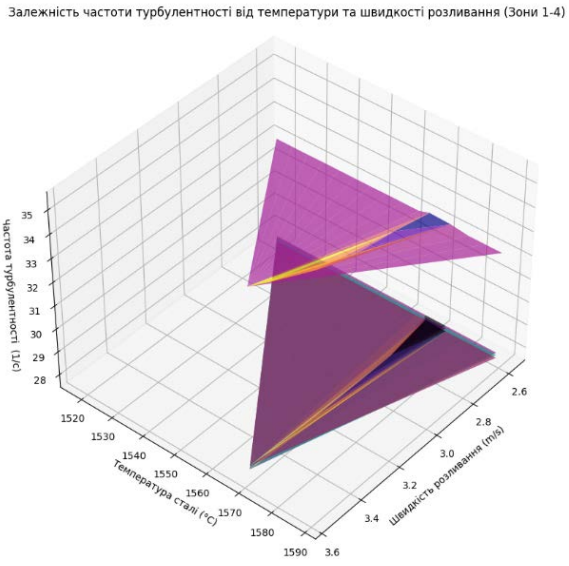


Рисунок 5 Залежність частоти турбулентної енергії від температури та швидкості розливання

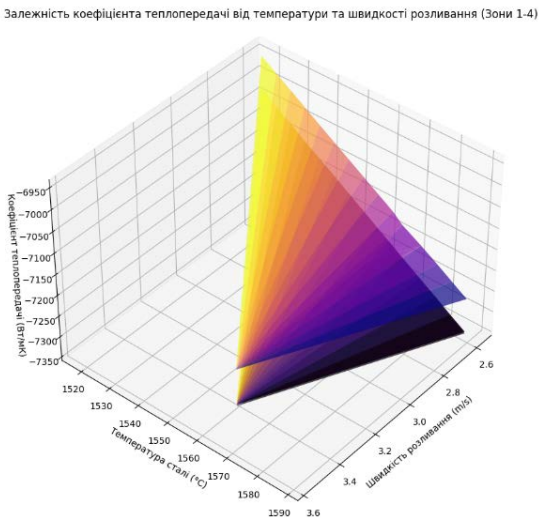


Рисунок 6 Залежність коефіцієнта теплопередачі від температури та швидкості розливання

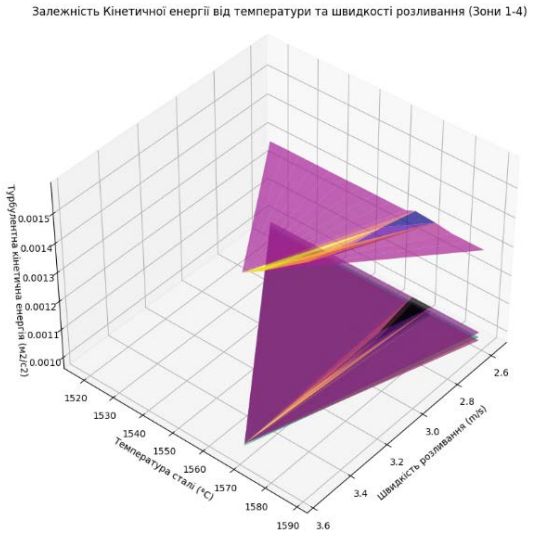


Рисунок 7 Залежність турбулентної кінетичної енергії від температури та швидкості розливання

Найбільш критичною є зона 2, де фіксуються максимальні напруження зсуву, градієнти швидкості та інтенсивна турбулентність, що прискорює руйнування футерівки. У зонах 1–3 спостерігається підвищена турбулентна енергія, яка додатково посилює знос. Розподіл теплового потоку нерівномірний, із локальними піками, що створює ризик перегріву футерівки та передачі тепла на броню ковша. Високі частоти турбулентних коливань також спричиняють додаткові вібраційні навантаження.

Аналіз показав, що гідродинамічні параметри суттєво впливають на ерозійний знос футерівки та теплове навантаження.

Загалом, зміна температури та швидкості розливання визначає гідродинаміку ковша, причому зона 2 є найбільш вразливою до ерозії. Враховуючи нестабільність режимів розливання, для прогнозування зносу доцільно використовувати регресійні залежності від температури, швидкості та витрат, що дозволяє адекватно описати реальні умови експлуатації.

Перелік посилань

1. Terekhov D., Stoianov O., Ruban V. Determining the heat and mass transfer patterns in the tundish of a continuous casting machine. *Eastern-European journal of enterprise technologies*. 2025. Vol. 4, no. 1 (136). P. 6–14. URL: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2025.336057

2. Ruban, V. O. The investigation of the thermal performance of the graphitized hollow electrode in the «ladle-furnace» with the supply of neutral gas / V. O. Ruban, O. M. Stoianov // Metal and casting of Ukraine. – 2023 – №2 – P. 18–26. doi: https://doi.org/10.15407/steelcast2023.02.018

3. Ruban, V. Investigating Cavity Formation in an Electric Arc Zone During Out-of-Furnace Processing of Steel / V. Ruban, O. Stoianov, K. Niziaiev, Y. Synehin, S. Zhuravlova, K. Malii // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2023. – № 4/1. – С. 134–142. doi: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2023.284884

4. Рубан, В. О. Дослідження гідродинамічних процесів ковшової ванни при продувці через донні дуттьові пристрої / В. О. Рубан, О. М. Стоянов, В. І. Мусійко та ін. *Теорія і практика металургії*. – 2024. – №1. – С. 21–27. doi: https://doi.org/10.15802/tpm.1.2024.03

5. Визначення раціонального температурно-швидкісного режиму розливання легованих хромистих сталей / К. Г. Нізяєв О. М. Стоянов, Х. В. Малій, Є. В. Синегін, В. О. Рубан. *Науковий Журнал Метінвест Політехніки. Серія: технічні науки*. 2025. № 4. С. 211–217. URL: https://doi.org/10.32782/3041-2080/2025-4-28

УДК 669

Д. А. Терехов, О. М. Стоянов

Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро

МОДЕЛЮВАННЯ ЕРОЗІЇ ТОРКРЕТ-ШАРУ ПРОМІЖНОГО КОВША МБЛЗ НА ОСНОВІ ГІДРОДИНАМІЧНИХ, ТЕПЛОВИХ ПАРАМЕТРІВ ПОТОКУ СТАЛІ

Аналіз полів швидкості, температури та напружень зсуву дозволив визначити критичні зони зносу футерівки. Найбільш небезпечними є ділянки з високими швидкостями потоку та інтенсивною турбулентністю, де можливий ерозійний руйнування торкрет-шару з подальшим оголенням конструкції. Основною такою зоною є область навколо металоприймача (турбогасника) – дно і стінки «дельти» поблизу вхідного струменя, куди постійно б’є струмінь розплаву високої кінетичної енергії, що спричиняє як ударну хвилю на дні, так і інтенсивний циркуляційний рух поблизу вертикальних стінок [1, 2].

На рис.1. показано результати моделювання: Розраховане напруження зсуву зони дельти і випускних отворів проміжного ковша.

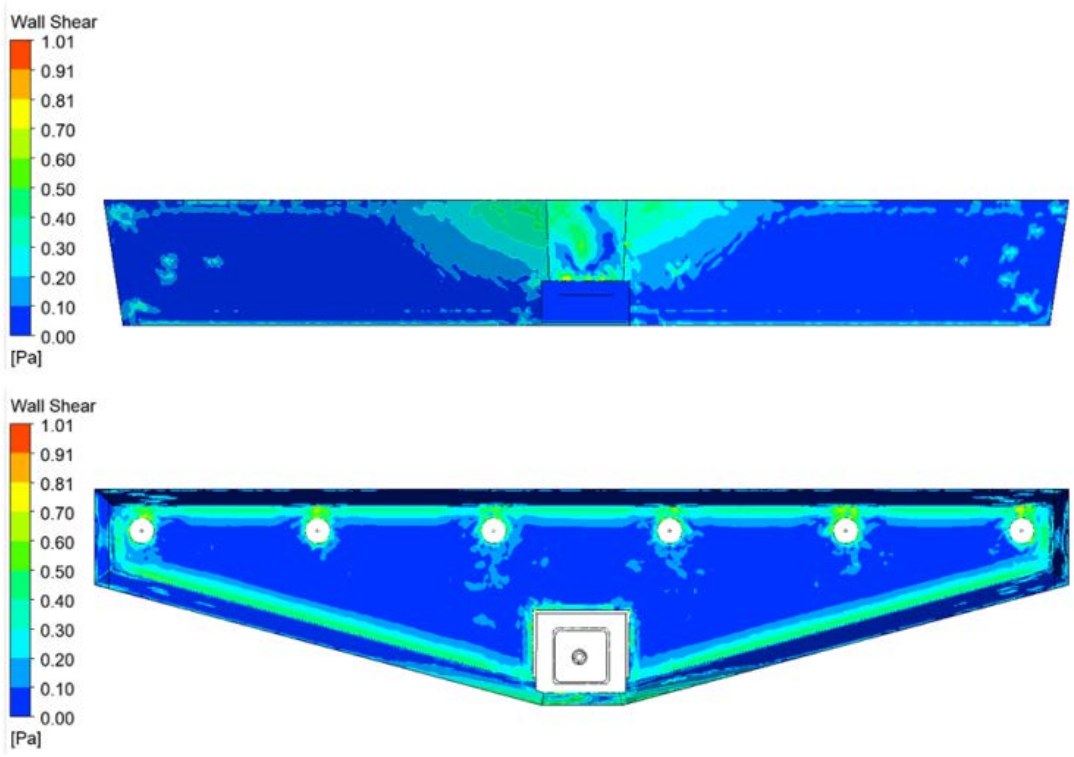


Рисунок 1 – Розраховане напруження зсуву зони дельти і випускних отворів проміжного ковша

У зоні металоприймача поєднуються максимальні гідродинамічні та теплові навантаження: напруження зсуву до 37,93 Па (локально до 275 Па), тепловий потік 14 900 Вт/м²·К (піки до 17 000 Вт/м²·К при середніх 10 000–12 000 Вт/м²·К), що на практиці робить її найбільш небезпечною щодо ерозії та потребує використання високо зносостійких матеріалів [3, 4].

Другим критичним місцем є випускні отвори: швидкість потоку тут досягає 3,5–3,8 м/с, що створює значні напруження. Особливо небезпечні торцеві випуски, де поєднуються зони стагнації та різкого прискорення потоку. На рис. 2 наведено результати моделювального дослідження: Розраховане напруження зсуву зони випускних отворів проміжного ковша.

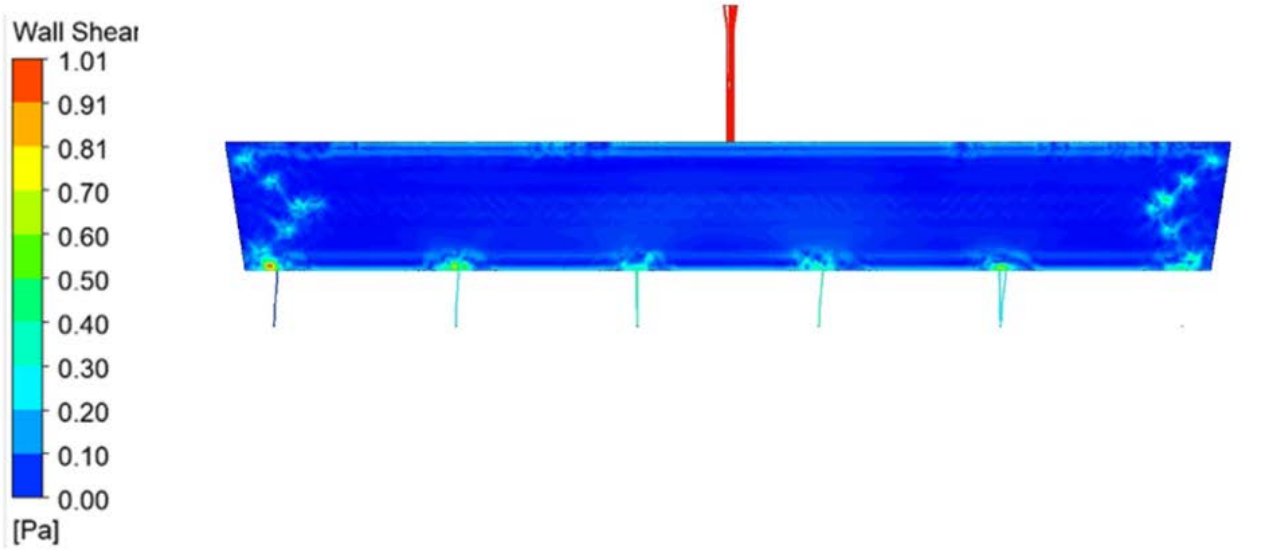


Рисунок 2 – Розраховане напруження зсуву зони випускних отворів проміжного ковша

Встановлено, що максимальні напруження зсуву виникають саме поблизу випускних отворів, зокрема на внутрішній поверхні стаканів, через обмежений перетин і високі швидкості. Ці ділянки вважаються зонами інтенсивного зносу, оскільки сильний турбулентний потік «вимиває» футерівку навколо отворів. Практичні спостереження підтверджують, що після тривалої роботи ковша максимальне спрацювання торкрету спостерігається саме біля випускних отворів та в районі дельти проміжного ковша; розрахункові пікові значення співпадають з цими зонами реального зносу.

Крім ударних та проточних зон, локальні ділянки застою металу також можуть впливати на знос футерівки, переважно через термічне навантаження. Зокрема на рис. 2.12 на внутрішній поверхні футерівки проміжного ковша відмічені зони підвищеного тиску напруження зсуву в зоні контакту метал-шлак.

Аналіз отриманих даних показує, що крім зони удару струменя та випускних отворів, значний зсувний вплив також фіксується на рівні шлакового поясу – у верхній частині стінки ковша, поблизу дзеркала рідкої сталі [5]. Ця область характеризується різким горизонтальним градієнтом швидкості, що виникає внаслідок руху поверхневих шарів металу та взаємодії зі шлаковим покривом та теплоізоляційною сумішшю. У моделі відображено, що в зоні висоти Z = 0.8–0.85 м, де розміщується дзеркало металу й шар шлаку, з’являються локальні зони підвищеного напруження зсуву, які утворюють перервний шлейф уздовж довжини ковша.

Перелік посилань

1. Ruban V., Terekhov D., Stoianov O. Ruban V. Determining the heat and mass transfer patterns in the tundish of a continuous casting machine. *Eastern-European journal of enterprise technologies*. 2025. Vol. 4, no. 1 (136). P. 6–14. URL: https://doi.org/10.15587/1729-4061.2025.336057

2. Рубан, В. О. Дослідження гідродинамічних процесів ковшової ванни при продувці через донні дуттьові пристрої / В. О. Рубан, О. М. Стоянов, В. І. Мусійко та ін. *Теорія і практика металургії.* – 2024. – №1. – С. 21–27. doi: https://doi.org/10.15802/tpm.1.2024.03

3. Zhang L. Fluid flow, heat transfer and inclusion motion in continuous casting tundishes. *Steel Research International*. 2005. Vol. 76, No. 4. P. 284–292.

4. Визначення раціонального температурно-швидкісного режиму розливання легованих хромистих сталей / К. Г. Нізяєв О. М. Стоянов, Х. В. Малій, Є. В. Синегін, В. О. Рубан. *Науковий Журнал Метінвест Політехніки. Серія: Технічні науки.* – 2025. – № 4. – С. 211–217. doi: https://doi.org/10.32782/3041-2080/2025-4-28

5. Choudhary S. K., Mazumdar D. Mathematical modelling of transport phenomena in continuous casting tundishes. *ISIJ International*. 2009. Vol. 49, No. 12. P. 1819–1827.

УДК 669.187.26:669.14.018.8

Д. І. Трикозенко, Є. О. Педченко

Інститут Електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ

E-mail: dan2002@ ukr.net

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СКЛАДУ ШЛАКОВИХ КОМПОЗИЦІЙ ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ ПЕРЕПЛАВІ НЕРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ AISI 304 НА МЕТАЛУРГІЙНУ ЯКІСТЬ ОТРИМАНИХ ЗЛИВКІВ

Електрошлаковий переплав (ЕШП) забезпечує помітне покращення характеристик матеріалів шляхом вирішення питань чистоти структури з достатньою економічною ефективністю [1]. Однією з ключових переваг є видалення неметалевих включень і газів. Однак ефективність процесу значною мірою залежить від хімічного складу та фізико-хімічних властивостей флюсу [2,3].

ЕШП вимагає точного регулювання параметрів, таких як склад шлаку. Зміни в ньому через втрату летких компонентів або реакції з електродом, можуть негативно вплинути на якість зливка. Для нержавіючих сталей це може призвести до нерівномірного розподілу або втрати легуючих елементів, що знижують корозійну стійкість [4].

Дослідні плавки проводили на лабораторній установці ЕШП. Для дослідження використовували електроди марки AISI 304 діаметром 30 мм і довжиною 450 мм.

Кількість флюсу для кожної плавки становила 250 г. Досліджено вплив флюсів: АНФ-1, АНФ-7, АНФ-28 та експериментальний флюс 3/3/3 (30% CaO, 30% CaF_2, 30% Al_2O_3). Це дозволяє оцінити вплив основності та термохімічної активності шлаку на кінетику плавлення, ступінь рафінування та структурні характеристики зливків [5].

Плавлення витратного електрода в кожному експерименті здійснювали з підтриманням стабільного електричного режиму. Оскільки кожен із застосованих флюсів має характерне електрофізичне середовище, різне значення питомого електричного опору у розплавленому стані, що безпосередньо впливає на процес [6].

Досліджено хімічний склад, неметалеві включення та встановлено, що застосування різних флюсів суттєво впливає на якість отриманих зливків. Отримані дані свідчать про те, що всі зливки після ЕШП відповідають за хімічним складом стандарту AISI 304/EN 1.4301.

Аналіз складу шлакової фази після електрошлакового переплаву показує залежність ступеня окислення металу від типу флюсу. Сумарний вміст оксидів (MnO, Cr_2O_3, Fe_2O_3) становить, %: АНФ-1 = 5,64; АНФ-7 = 3,03; АНФ-28 = 4,29; 3/3/3 = 4,97. Мінімальні значення спостерігаються при використанні флюсу АНФ-7, максимальні — для АНФ-1.

Для супутніх елементів (Si, Mn) найбільші зміни характерні при застосуванні флюсу АНФ-1, що узгоджується з підвищеним вмістом оксидів (MnO, Cr_2O_3, Fe_2O_3) у шлаку.

Аналіз неметалевих включень показує зниження загального індексу забрудненості після переплаву для всіх досліджуваних варіантів. Найменший індекс відповідає металу, переплавленому під флюсом АНФ-7, тоді як для вихідного металу характерні найбільші значення та наявність включень розміром до 140 мкм.

Дослідження мікроструктури показує формування дрібнозернистої однорідної структури без макропористості. У зразках, отриманих із застосуванням флюсів АНФ-1 та АНФ-7, спостерігається рівномірний розподіл фаз та включень, із більш вираженою однорідністю для АНФ-7.

Аналіз металу, отриманого після електрошлакового переплаву, показує формування дрібнозернистої структури без ознак макропористості. У центральній та середній зонах зливка спостерігається подібна морфологія, із рівномірним розподілом неметалевих включень. Водночас відмічається відмінність між центральною та периферійною зонами зразків.

У зразках, отриманих із застосуванням флюсів АНФ-1 та АНФ-7, переважає дрібнозерниста структура з рівномірним розподілом фаз. Для вихідного металу характерна наявність значної кількості неметалевих включень, мікротріщин та більш грубозернистої структури, а також підвищений індекс забрудненості.

Для зразків, переплавлених під флюсом АНФ-7, відмічається більш рівномірна структура та менша кількість включень порівняно з іншими варіантами.

Висновки

Встановлено, що склад флюсу суттєво впливає на процес електрошлакового переплаву та якість сталі AISI 304. Показано, що застосування флюсу АНФ-7 забезпечує мінімальний ступінь окислення металу, найменший вміст неметалевих включень та формування однорідної дрібнозернистої структури. Отримані результати свідчать про доцільність використання флюсу АНФ-7 для підвищення якості нержавіючої сталі при електрошлаковому переплаві.

Список літератури

1.Патон Б.Є., Ліпінський В. А. Електрошлаковий переплав: теорія і практика. — Київ : Наукова думка, 1973.

2.Ісаєнко В.П. Технологія електрошлакового переплаву сталей. — Київ : ІЕЗ ім. Є. О. Патона, 1992.

3.Курило П.Я. Електрошлаковий переплав : підручник. — Львів : Видавництво Львівської політехніки, 2007.

4.Новіков І.І., Жуков В.І. Металургія зварювального виробництва. — Москва : Машинобудування, 1983.

5.Педченко Є. О., Костецький Ю. В., Полішко Г. та ін. Переробка сталі методом електрошлакового переплаву в умовах обмежених ресурсів сировини для збереження хімічного складу та властивостей // Матеріали Міжнародної конференції молодих

учених «Сучасні проблеми матеріалознавства», 27–29 вересня 2023 р., Львів. — DOI: https://doi.org/10.15407/msse2023.047.

6.Педченко Є. О., Костецький Ю. В., Петренко В. Л., Медовар Л. Б. Переробка використаних некомпактних інструментів із швидкорізальної сталі методом електрошлакового переплаву // Сучасна електрометалургія. — 2022. — № 3. — С. 23–28. — DOI: https://doi.org/10.37434/sem2022.03.

7.Педченко Є. О., Медовар Л. Б., Костецький Ю. В., Петренко В. Л. Електрошлаковий переплав як метод переробки некомпактних інструментів із швидкорізальної сталі // Матеріали 31-ї Міжнародної конференції «Металургія та матеріали», 18–19 травня 2022 р., Брно. — DOI: https://doi.org/10.37904/metal.2022.4455.

УДК 669.162.2

О.Ю. Худяков [1], Ю.С. Семенов [1], С.В. Ващенко [1], В.В. Горупаха [1], К.В. Баюл [1], М.М. Бойко [1], Н.В. Полякова [2]

[1] Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАНУ, Дніпро

[2] Дніпровський металургійний інститут Українського державного університету науки і технологій, Дніпро

ШКІДЛИВИЙ ВПЛИВ ЦИНКУ В СКЛАДІ ШИХТИ НА РОБОТУ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ ТА СИСТЕМАТИЗАЦІЯ УЯВЛЕНЬ ЩОДО ЗАХОДІВ БОРОТЬБИ З НИМ

Явища, спричинені надходженням та циркуляцією цинку в доменній печі, доцільно аналізувати в порядку очевидності прояву їх негативного впливу, починаючи з таких, що помітні першочергово:

1) Утворення настилів на стінках газовідводів. Явище обумовлено конденсацією гарячих парів цинку на відносно холодних стінках газовідводів. Заростання призводить до зменшення площини поперечного перетину, спотворення профілю, збільшення швидкості потоку газів, локального руйнування вогнетривкого захисту та навіть продувів металевої броні;

2) Утворення настилів на стінках шахти доменної печі. Утворення цинкітних настилів пов'язане з відкладанням оксиду цинку, внаслідок його кристалізації з перенасиченого газового потоку на підложці з цементиту та подальшим пошаровим наростанням. Значні настилі спотворюють профіль шахти доменної печі, зменшують рівномірність розподілу газових потоків, сприяють розладу ходу печі, що в кінцевому висновку призводить до зниження її продуктивності;

3) Руйнування вогнетривкої кладки. Явище виникає при проникненні газоподібного цинку в пори, тріщини і зазори між вогнетривами. Руйнація обумовлена різницею фізичних властивостей утворюваного цинкіту та матеріалу кладки, оскільки коефіцієнт лінійного розширення першого значно перевищує аналогічні показники вогнетривів;

4) Конденсація сполук цинку на поверхні шматків шихти. Явище розвивається при значній різниці температур між газом, який містить пари цинку та поверхнею кусків шихти. Негативний вплив конденсатних плівок обумовлений «блокуванням» шихтових компонентів, коли і кокс, і агломерат, не приймають участі в реакціях непрямого відновлення оксидів заліза, що підвищує ступінь прямого відновлення оксидів заліза і спричиняє зростання витрат коксу.

5) Підвищена витрата коксу на підтримання циркуляції цинку. За різними оцінками в шахті доменої печі може циркулювати до 50 кг цинку на тонну виплавляємого чавуну. Витрати коксу, із врахуванням прямого відновлення такої кількості цинку, збільшуються на 20 кг/т чавуну.

Надається можливим виділити три основні напрямки боротьби з цинком в доменному процесі:

1) Обмеження приходу цинку в домену піч. Найбільш реалістичним напрямком є зменшення надходження цинку з металургійними шламами. Значна перспектива криється у запровадженні комплексних схем переробки доменного шламу, які містять етапи розділення (дрібна фракція шламів (<5мкм) містить значно

більшу кількість цинку, ніж крупна), збагачення та утилізації цього матеріалу. Наразі розвиток отримали методи пірометалургійної та гідрометалургійної переробки цинкових шламів з метою отримання проміжного продукту, близького за вмістом основного компоненту до цинкових концентратів, які використовуються в кольоровій металургії;

2) Технологічні заходи боротьби з цинком постійної дії. Боротьба з цинком верхнього контуру циркуляції спрямована на протидію утворенню рідкофазного цинку [1], що досягається зниженням температурного потенціалу конденсації в верхній частини шахти. Ефективним також є розкриття вісьової зони печі [2], яка може виконувати роль своєрідного каналу для відводу парів цинку та дрібнодисперсного цинкіту. Для боротьби з цинком нижнього контуру циркуляції рекомендовано запровадження заходів, направлених на підвищення рівномірності накопичення цинку в нижньому контурі та одночасне зменшення його загальної маси за рахунок орієнтованого вивільнення горна від продуктів плавки, що досягається корекцією графіка відкриття льоток.

3) Періодичні заходи боротьби з цинком направлені на короткостроковий розрив одного з контурів циркуляції цинку. Внаслідок розриву верхнього контуру, що досягається тимчасовим опущенням рівня засипу, збільшується вихід цинку з колошниковим пилом та шламом газоочистки. Внаслідок розриву нижнього контуру збільшується вихід цинку з продуктами плавки через льотки. Окремо варто виділити заходи з цілеспрямованого обрушення та наступної проплавки настилів.

Список літератури

1. Semenov Yu. Development of stabilization measures aimed at removing zinc with smelting products and accumulating titanium in the hearth of a blast furnace / Yu. Semenov, V. Horupakha, S. Vashchenko, O. Khudyakov et al. // Engeneering Reports. - 2024. - Vol.6, Is.10.- e12881.

2. Vashchenko S.V. Development and implementation of a mathematical model of charging a blast furnace equipped with a bell-type charging device / S.V. Vashchenko, Yu.S. Semenov, A.Yu. Khudyakov et al. // Metallurgical Research and Technology – 2025 - Vol. 122, Is.6 – Article 624

УДК 669.184

О. А. Чубіна, А. А. Похвалітий, Є. О. Сердюк

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

ms.chubina@ukr.net

ЕФЕКТИВНІСТЬ ЗАСТОСУВАННЯ ДВОЯРУСНИХ ФУРМ У КИСНЕВО-КОНВЕРТЕРНОМУ ПРОЦЕСІ

Сучасний стан киснево-конвертерного виробництва сталі характеризується необхідністю підвищення ефективності використання енергетичних ресурсів, зниження втрат металу та інтенсифікації процесів рафінування. Одним із перспективних напрямів удосконалення технології є застосування двоярусних кисневих фурм, які дозволяють поєднувати процеси окислення домішок металу з ефективним допалюванням відхідних конвертерних газів безпосередньо в робочому просторі агрегату. Це створює передумови для покращення теплового балансу плавки та підвищення техніко-економічних показників виробництва сталі.

Метою даної роботи є дослідження особливостей високотемпературних процесів у конвертерній ванні при використанні двоярусних фурм, а також оцінка ефективності допалювання монооксиду вуглецю до діоксиду вуглецю та його впливу на тепловий режим і металургійні показники процесу. Для досягнення поставленої мети було використано методи фізичного та чисельного моделювання, що дозволили відтворити умови продувки та дослідити закономірності взаємодії газових струменів із розплавом.

Результати високотемпературного моделювання показали, що при використанні двоярусних фурм створюються більш сприятливі умови для формування реакційних зон у глибині металевої ванни. Надзвукові струмені основного кисню, які подаються через сопла Лаваля, проникають у розплав і утворюють локалізовані області інтенсивного окислення вуглецю. У цих зонах відбувається утворення значної кількості монооксиду вуглецю, який виходить на поверхню ванни у вигляді макропухирів або суцільних газових потоків. При цьому характер газовиділення суттєво залежить від рівня шлакометалевої емульсії та режимів дуття.

Додатковий кисень, який подається через верхній ярус фурми, забезпечує ефективне допалювання CO до CO_2. У результаті цього процесу формуються високотемпературні факели, які взаємодіють із поверхнею шлаку та металу. Встановлено, що теплота, яка виділяється при допалюванні, передається переважно

шлаковому шару та металевій ванні за механізмом зануреного горіння, що виключає інтенсивний перегрів футеровки конвертера. Це є важливою перевагою двоярусних фурм порівняно з традиційними конструкціями.

Аналіз експериментальних даних дозволив встановити залежність ефективності процесу від конструкції фурми та параметрів дуття. Узагальнені результати наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Порівняння ефективності продувки при різних типах фурм

Показник	Одноярусна фурма	Двоярусна фурма
Інтенсивність зневуглецювання	Середня	Висока
Ступінь дефосфорації, %	60–65	73–79
Вміст фосфору після продувки, %	0,020–0,025	0,015–0,017
Інтенсивність бризковиносу	Висока	Знижена
Енергетична ефективність	Середня	Підвищена

Як видно з наведених даних, застосування двоярусних фурм забезпечує значне покращення основних технологічних показників процесу, що пояснюється більш ефективною організацією газодинамічних і теплообмінних процесів у ванні.

Важливим етапом дослідження стало чисельне моделювання процесів допалювання конвертерних газів, яке дозволило оцінити вплив складу газової суміші та витрати окисного газу на температуру горіння і ступінь допалювання. Результати моделювання показали, що зі збільшенням частки кисню в газовій суміші ступінь допалювання CO суттєво зростає, однак це супроводжується підвищенням температури факела, що може негативно впливати на футеровку агрегату. У зв’язку з цим доцільним є використання газових сумішей із частковим вмістом нейтрального газу, зокрема азоту.

Залежність температури горіння від складу газової суміші наведено на рисунку 1.

Аналіз наведеної залежності показує, що оптимальний температурний режим досягається при вмісті кисню в газовій суміші на рівні 80–90%, що відповідає температурі горіння близько 1800–1900 °C. Такий режим забезпечує достатньо високу інтенсивність допалювання при одночасному обмеженні теплового навантаження на футерівку конвертера.

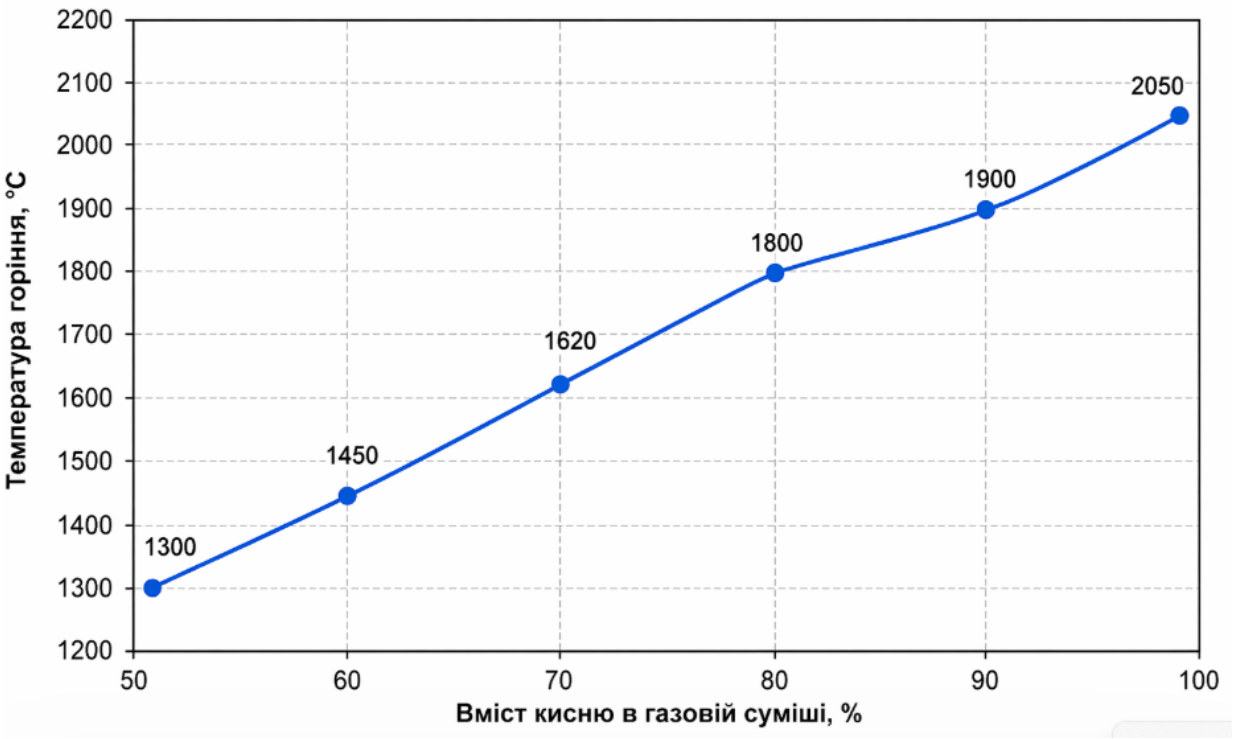


Рисунок 1 – Залежність температури горіння CO від вмісту кисню в газовій суміші (графік: вісь X – вміст O_2, %, вісь Y – температура, °C; крива зростаюча)

Отримані результати також свідчать про можливість підвищення частки металобрухту в шихті за рахунок використання тепла, що виділяється при допалюванні конвертерних газів. Це має важливе практичне значення, оскільки дозволяє знизити витрати первинної сировини та підвищити економічну ефективність виробництва сталі. При цьому ефективність використання тепла значною мірою залежить від умов формування та розвитку шлакометалевої емульсії.

Особливу увагу в роботі приділено аналізу умов формування реакційних зон та характеру виходу газів із ванни. Встановлено, що найбільш сприятливим для ефективного допалювання є так званий «свищовий» режим виходу CO, який реалізується при відносно низькому рівні шлакометалевої емульсії. При підвищенні рівня емульсії відбувається «закриття» реакційних зон і перехід до режиму газовиділення у вигляді макропухирів, що знижує ефективність допалювання. Це обумовлює необхідність регулювання рівня емульсії шляхом зміни режимів дуття або подачі нейтрального газу.

Таким чином, результати проведених досліджень свідчать про високу ефективність застосування двоярусних фурм у киснево-конвертерному процесі. Вони забезпечують інтенсифікацію процесів рафінування металу, підвищення ступеня

допалювання конвертерних газів та покращення теплового балансу плавки. Оптимізація складу газової суміші та режимів дуття дозволяє досягти раціонального поєднання високої продуктивності процесу та довговічності футеровки агрегату.

Практична реалізація отриманих результатів може сприяти підвищенню ефективності роботи конвертерних цехів, зниженню витрат енергоресурсів і покращенню якості сталі. Подальші дослідження доцільно спрямувати на розробку адаптивних систем керування процесом продувки, що дозволять у реальному часі оптимізувати параметри дуття з урахуванням поточного стану ванни.

Список літератури

1. Юшкевич П. О. Досвід та сучасний стан використання багатоярусних конструкцій фурм у киснево-конвертерних цехах України // Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. – 2020. – Вип. 34. – С. 101–116. – DOI: 10.52150/2522-9117-2020-34-101-116.

2. Чубіна О. А., Похвалітий А. А., Руденко М. Р., Кисляков В. Г., Кондрашенков Д. С. Зниження витрати чавуну при виробництві сталі у конвертерних цехах: сучасні підходи і рішення // Збірник наукових праць Дніпровського державного технічного університету (технічні науки). – 2024. – С. 98–110. – Режим доступу: http://sj.dstu.dp.ua/article/view/313580

УДК 669.1:622

І.В. Шульга[1], Є.І. Котляров[2]

[1]Державне підприємство «Український державний науково-дослідний вуглехімічний інститут» (ДП «УХІН»), м. Харків.

[2]Науково-дослідний центр Індустріальних проблем розвитку Національної Академії наук України (НДЦ ІПР), м. Харків

ПОЛІПШЕННЯ ЕКОЛОГІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТА ЗМЕНШЕННЯ ВУГЛЕЦЕВОГО СЛІДУ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА ЗА БЕЗКОКСОВОГО ВІДНОВЛЕННЯ ЗАЛІЗА [2]

[2] Тези підготовлено за рахунок бюджетних коштів, спрямованих на забезпечення проведення державними науковими установами наукових досліджень і науково-технічних (експериментальних) розробок за результатами державної атестації

Практично всі стадії металургійного виробництва (починаючі з виробництва коксу, видобування і збагачення руди і закінчуючи виробництвом сталі) є джерелами викидів у довкілля шкідливих речовин, в т.ч. неорганізованих. До основних викидів відносяться пил та парниковий газ – діоксид вуглецю.

Загальний рівень викидів пилу у довкілля на металургійних підприємствах залежить від використовуваної технології основних стадій технологічного процесу та становить 65-115 кг/т сталі [1]. Найбільшими викидами пилу характеризуються потужності з агломерації руди, що робить більш прийнятною технологію підготовки залізорудних матеріалів до відновлення шляхом окатування. Найбільший вплив на довкілля здійснюють викиди діоксиду вуглецю – основного парникового газу.

Наразі більшість заліза в світі та все залізо в Україні відновлюється з руд вуглецем коксу в доменному процесі [2]. Реакції гетерогенної взаємодії коксу та рудних матеріалів у твердій фазі дуже повільні, і за їх допомогою в доменній печі відновлюється не більше третини заліза. Кокс, що не прореагував в цих реакціях, на нижніх горизонтах печі спалюється у фурменній зоні. Разом з вуглецем, вміст якого в органічній масі коксу становить ≈98 %, згоряє і елементний водень (вміст в органічній масі - 0,5-1,0 %):

Утворені вуглекислий газ та водяна пара рухаються догори, де газифікують вуглець коксу:

$$C+CO_2 \rightarrow 2CO;$$

$$C+H_2O \rightarrow CO+H_2.$$

Таким чином отримують гази-відновники, за допомогою яких і відновлюється більша частина заліза:

$$FeO+CO \rightarrow Fe+CO_2;$$

$$Fe_2O_3+3CO \rightarrow 2Fe+3CO_2;$$

$$FeO+H_2 \rightarrow Fe+H_2O;$$

$$Fe_2O_3+3H_2 \rightarrow 2Fe+3H_2O.$$

Доменне виробництво і є саме тим переділом, що зумовлює великий вуглецевий слід металургії. Внаслідок використання для відновлення заліза з руд вуглецю коксу викиди діоксиду вуглецю складають біля 2 т на тонну чавуну.

З наведених реакцій випливає і напрям декарбонізації процесу отримання заліза – максимально можлива заміна відновника-монооксида вуглецю (CO) іншим відновником – воднем. Одним з перспективних напрямів отримання необхідних відновників є процес газифікації вугілля за яким отримується т.зв. генераторний газ, що містить, окрім водню, моно- і діоксид вуглецю. На даний час відомі різні процеси газифікації (Lurgi, Siemens, Conoco-Phillips, Texaco тощо), але всі їх об'єднує спільність компонентів, які необхідні для отримання генераторного газу: для газифікації, окрім вугілля, необхідним є додавання води (або пари) та кисню. Сумарні реакції процесу газифікації мають наступний вигляд:

$$\lambda C+O_2\rightarrow 2(\lambda-1)CO+(2-\lambda)CO_2;$$
$$\gamma C+H_2O\rightarrow(2\gamma-1)CO+(1-\gamma)CO_2+H_2.$$

Тут λ та γ – числові коефіцієнти, що характеризують співвідношення кількостей CO та CO_2 в продуктах реакції. Їх значення залежать від умов проведення процесу та знаходяться наступних межах:

$$1\leq\lambda\leq2,\ 0{,}5\leq\gamma\leq1.$$

Зазвичай, в генераторному газі, що отримується в процесі газифікації, співвідношення монооксиду вуглецю до водню складає 1 : 0,5-1,0. Використання такого відновника дозволяє знизити вуглецевий слід від виплавки заліза з руди до рівня ≤1,0 т/т метало-продукції. Для ще більшого зниження викидів парникового газу необхідні додаткові ресурси водню, які можна отримати при використанні ентальпії отриманого газу для виробництва електроенергії. Це є цілком можливим, якщо врахувати те, що температура газу після реактору газифікації (в залежності від конкретного технологічного процесу) складає 1000-1500 ºС. За нашими розрахунками утилізація тепла отриманого генераторного газу дозволяє отримати електроенергію в кількості, що суттєво перевищує потреби підприємства [3].

Використання надлишкової енергії для отримання водню, який спрямовується на подальше відновлення заліза, дає можливість досягти зниження вуглецевого сліду до 0,023 т/т, тобто рівня, набагато меншого за 0,5 т/т сталі, що відповідає цільовим завданням для чорної металургії, висунутим Міжнародною енергетичною агенцією [4],

та міжнародним зобов'язанням України. Аналогічний підхід був запропонований нами раніше для отримання з вугілля синтетичних рідких палив [5, 6].

Масштабування виробництва заліза прямого відновлення водневим відновником, який отримується шляхом поєднання газифікації вугілля з електролізом води, має цілу низку конкурентних переваг у порівнянні з доменним процесом:

1. Агломерований концентрат мало придатний для процесу прямого відновлення заліза перш за все через неправильну форму та різний розмір кусків. Перехід на використання окатків дозволяє уникнути викидів пилу, притаманних агломераційному виробництву. Крім того, використання окатків з загальним вімістом заліза >67 % знижує потребу у флюсових матеріалах (вапняки та/або доломіти), які також є джерелом утворення діоксиду вуглецю. Чим вища концентрація в рудному матеріалі заліза, тим менший вміст пустої породи, та, відповідно менша потреба у флюсах ($CaCO_3$,$MgCO_3$).

2. Масштабна заміна вуглецю коксу відновлюваними газами на основі водню дозволить знизити потребу в доменному коксі. Окрім зниження викидів парникових газів при відновленні заліза вуглецем, скорочення викидів парникового газу відбудеться і на стадії виробництва коксу внаслідок зменшення об'ємів спалювання газу, необхідного для обігріву коксових печей та для виробництва теплоенергії, потрібної для очищення цього ж коксового газу і виробництва товарних продуктів. Але, коксохімічне виробництво збереже при цьому своє значення і в майбутньому, передусім для отримання спеціальних видів коксу для феросплавного та ливарного виробництва. При цьому можливе виробництво цих двох видів коксу в межах єдиної гнучкої технологічної схеми.

3. Продуктом доменного виробництва є чавун, який містить 2,14-6,67 % вуглецю. Подальша переробка чавуну на сталь в конверторному чи мартенівському процесі полягає у видалені надлишкового вуглецю до вмісту менше ніж 2,14 %. Видалення надлишкового вуглецю призводить до утворення його діоксиду, який скидається в атмосферу.

Технологія прямого відновлення передбачає отримання кінцевого продукту, який містить 99 % заліза і не потребує подальшої декарбонізації. Тобто, застосування такої технології дозволяє уникнути тих викидів парникового газу, які притаманні конвертерному та мартенівському процесу.

На користь застосування запропонованого способу отриманні заліза прямого відновлення свідчить і стан запасів і видобутку кам'яного вугілля в Україні. На даний час видобуток вугілля тих марок, які придатні для виробництва коксу (і мало придатних

для газифікації) припинений. У той же час, видобуток вугілля енергетичних марок, які найбільш придатні для газифікації, здійснюється, але його збут в середньостроковій перспективі під великим питанням внаслідок міжнародних зобов'язань України щодо припинення вугільної електрогенерації до 2035 р.

Список літератури

1. Андоньев С.М. Пылегазовые выбросы на предприятиях чёрной металлургии / С.М. Андоньев, Ю.С. Зайцев, О.В. Филипьев. – Харьков: Изд-во МКП «Домна», 1998. – 346 с.

2. Ярошевський С.Л. Ресурсозберігаючі технології металургійного виробництва на основі використання українського вугілля / С.Л. Ярошевський, А.В. Ємченко, І.В. Шульга та ін. – Харків: Контраст, 2012. – 204 с. ISBN 978-966-8855-80-1.

3. Хаустова В.Є. Про напрямки розвитку коксової та безкоксової металургії // В.Є. Хаустова, М.О. Кизим, Є.І. Котляров, І.В. Шульга // Вуглехімічний журнал. 2025. № 4. С. 3-13 https://doi.org/10.31081/1981-309X-2025-0-4-3-13

4. International energy agency. Iron and Steel Technology Roadmap Towards more sustainable steelmaking, 2020, 190 p. URL: https://iea.blob.core.windows.net/assests/eb0c8ec1-3665-4959-97d0-187/cecal189a8/Iron_and_Steel_Technology_Raodmap.pdf.

5. Патент України № 156530. Шульга І.В., Кизим М.О., Хаустова В.Є., Котляров Є.І. Спосіб отримання синтетичних моторних палив з вугілля // Бюл. Промислова власність. 2024. № 9.

6. Хаустова В.Є. Обґрунтування створення виробництва синтетичного моторного палива з вугілля в Україні / В.Є. Хаустова, М.О. Кизим, Є.І. Котляров та ін. – Харків: ФОП Лібуркіна Л.М., 2024. – 514 с. https://doi.org/10.32983/978-617-7801-49-7.

УДК 622.788

М. В. Ягольник, В. В. Бочка, К. В. Шмат, О. О. Ремесло, А. М. Круглов

Український державний університет науки і технологій (УДУНТ), Дніпро

ДОСЛІДЖЕННЯ КІНЕТИЧНИХ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ СУШКИ ОКАТИШІВ

У роботі досліджено вплив технологічних параметрів — температури теплоносія, вмісту бентоніту та твердого палива — на кінетику процесу сушіння та формування характеристик міцності залізорудних окатишів.

Аналіз сучасного стану питання показав, що при загальному досягненні високих показників якості окатишів недостатньо дослідженим залишається етап сушіння як ключова стадія підготовки сировини до термічного зміцнення. Саме цей етап значною мірою визначає інтенсивність тепломасообміну та продуктивність обпалювальних агрегатів [1-3].

Метою роботи є встановлення кінетичних закономірностей процесу сушіння залізорудних окатишів з урахуванням їх фазово-структурних особливостей і складу. Для досягнення поставленої мети виконано комплекс експериментальних досліджень, на основі яких розроблено математичний опис процесу.

Для поліноміального опису процесу скористалися трьох факторним планом Бокса-Бенкіна (центральне композиційне ортогональне планування другого порядку для трьох факторного експерименту).

Нумерацію факторів обрано наступну: вміст твердого палива – X_1; температура сушки – X_2; вміст бентоніту – X_3.

Реалізували тринадцять дослідів, забезпечивши рандомізацію. Повторювали двічі досліди, у яких параметри оптимізації мають максимальне і мінімальне значення. Також повторили двічі досліди, в яких значення параметрів оптимізації знаходилося на рівні нульової крапки.

На основі експериментів була створена математична модель, яка описують вплив домішок твердого палива, бентоніту та температури сушки на кінетику протікання процесу сушіння залізорудних окатишів (тривалість сушки) та якість висушених окатишів (міцність на роздавлювання). За експериментальними даними були одержані два поліноми, що описують залежність параметрів оптимізації від обраних факторів.

Поліном, що відображає залежність тривалості сушки залізорудних окотишів від обраних факторів, а саме: вмісту твердого палива, температури сушки та вмісту бентоніту:

$$T = 535-1{,}625\, x_1-457{,}25x_2+60{,}125x_3-1{,}25x_1x_2+ \\ +0{,}50x_1x_3-23{,}25x_2x_3-2{,}5\, x_1^2+261{,}25x_2^2-5{,}5x_3^2 \qquad (1)$$

Поліном, що відображає зміну міцності висушених залізорудних окотишів в залежності від обраних факторів:

$$П = 22-2{,}925\, x_1+13{,}4125x_2+0{,}0625x_3+0{,}525x_1x_2+$$

$$+0{,}725x_1x_3-0{,}05x_2x_3+2{,}2x_1^2+0{,}475x_2^2-5{,}125x_3^2 \quad (2)$$

До основних результатів дослідження можна віднести наступні.

1. Зміна кількості твердого палива у складі залізорудних окатишів суттєво не впливає на час їх сушки. Так, при збільшенні вмісту коксику з 0,5% до 1,5%, тобто у три рази, тривалість сушки змінилася лише на 3,25 секунди, з 534,125 с до 530,875 с. Це пояснюється гідрофобною природою коксу.

2. Підвищення температури сушки сприяє значному скороченню тривалості сушіння залізорудних окатишів. Існує два етапи зменшення тривалості сушки. Так за температур від 200 °С до 400 °С таке скорочення тривалості сушки стрімке (з 1253,5 с до 535 с), на другому етапі воно значно вповільнюється в діапазоні від 400°С до 600°С (з 535 с до 339 с). Такий стан речей пояснюється критичною температурою 374 °С, вище за яку, питома теплота паротворення води дорівнює нулю, тобто в таких умовах «звичайна», вільна вода може знаходитися тільки у газоподібному стані.

3. Час сушки окатишів з підвищенням вмісту бентоніту в їх складі зростає. Що пояснюється збільшення вмісту зв’язаної адсорбційної води, яка утруднює процес видалення вологи й знижує швидкість сушки.

4. Збільшення частки твердого палива у складі залізорудних окатишів негативно впливає на міцність останніх у сухому стані. Як уже згадувалось, кокс є гідрофобнім матеріалом, водою не змочується, відтак суттєво знижає міцність сирих окатишів, бо в контакті з водою не утворює сил ні колоїдного, ні молекулярного, ні капілярного зчеплення, які фактично і є сполучними силами у сирому окатиші.

5. Міцність висушених окатишів підвищується по мірі росту температури сушки, і складає 9,06 кгс/ок., 22 кгс/ок. та 35,88 кгс/ок. для температур 200, 400 та 600°С, відповідно. Що не розходиться з даними різноманітних наукових досліджень.

Аналіз даних результатів дозволяє зробити наступні висновки. Встановлено, що варіювання вмісту твердого палива в межах 0,5–1,5 % не чинить істотного впливу на кінетику сушіння. Зміна тривалості процесу становить лише близько 0,6 %, що обумовлено гідрофобною природою коксових частинок, які не беруть активної участі у процесах зв’язування вологи.

Температура сушіння є визначальним фактором інтенсифікації процесу. Отримані результати узгоджуються з уявленнями про критичний стан води (374 °С), при якому відбувається трансформація фазових характеристик і змінюється енергетика процесу випаровування.

Встановлено, що підвищення вмісту бентоніту призводить до зростання тривалості сушіння. Це пов’язано зі збільшенням частки зв’язаної вологи адсорбційного типу, яка характеризується підвищеною енергією зв’язку та ускладнює процес її видалення.

Дослідження характеристик міцності показали, що збільшення вмісту твердого палива негативно впливає на міцність окатишів. Це пояснюється відсутністю змочуваності коксу та його нездатністю формувати ефективні міжчастинкові зв’язки (капілярні, молекулярні, колоїдні).

Водночас встановлено суттєве підвищення міцності висушених окатишів із зростанням температури сушіння, що обумовлено інтенсифікацією процесів структуроутворення та зменшенням залишкової вологості.

Враховуючи все сказане і проаналізувавши отримані експериментальні дані найбільш оптимальні, з точки зору скорочення тривалості сушки та підвищення міцності окатишів, є наступні значення досліджуваних факторів:

- мінімальний (0,5 %) вміст твердого палива;
- максимальна (600 °С) температура сушки;
- близький до мінімального (0,5-1,0%) вміст бентоніту.

Список літератури

1. Бережний М.М., Мовчан В.П. Збагачення та окускування сировини. Дніпропетровськ. – Вежа, 2000. – 365 с.

2. 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.

3. Ковальов Д. А., Ванюков А. А., Безшкуренко О. Г., Дворковий О. І. Дослідження ефективності часткової заміни природного газу твердим паливом для випалу залізорудних окатишів. Теорія і практика металургії, 2019. № 3. С. 18-23.

УДК 621.74.042

А. В. Нарівський[1], С. Л. Поливода[1], М.М. Ворон[1], О. А. Давиденко[2,3], О. В. Сірий[1], О. М. Гординя[1]

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

[2] Донецький фізико-технічний інститут ім. О. О. Галкіна НАН України, Київ

[3] Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ

E-mail: etma@i.ua

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ ВІДЦЕНТРОВОГО ЛИТТЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ СИСТЕМИ Al - Mg

Великогабаритні обечайкові вироби з алюмінієвих сплавів (кільця, втулки, бандажі, труби) традиційно одержують із пресованої смуги, яку згортають у кільце, зварюють і розкочують. Також їх виготовляють зі злитків безперервного лиття, які розрізають на заготовки, нагрівають, осаджують на пресі і прошивають отвір у центрі. Видно, що традиційні технології мають високу трудомісткість, низький коефіцієнт використання металу і значну собівартість, а багаторазове нагрівання заготовки приводить до зниження рівня механічних властивостей виробів.

Спосіб одержання обечайкових виробів відцентровим литтям, окрім нижчої трудомісткості, порівняно з традиційними способами, має ряд суттєвих переваг: обертовий рух розплаву сприяє очищенню металу від газів та збільшує щільність виливка. Кристалізація сплавів під дією відцентрових сил може приводити до зміни границь фазових перетворень. При цьому в сплаві можуть утворюватись фази, що відсутні на рівноважних діаграмах. Рух металу підчас кристалізації сприяє підвищенню кількості центрів кристалізації в сплаві, що забезпечує подрібнення структури відцентрових виливків.

Метою роботи будо дослідити вплив на механічні властивості сплаву системи Al-Mg одного з основних технологічних параметрів відцентрового лиття - швидкості обертання виливниці підчас кристалізації. Для дослідження був обраний сплав 1560 (АМг6), який має широке застосування у авіаційній та ракето-космічній техніці. Сплав готували у вакуумному МГД-міксері [1]. Основні особливості технології приготування сплаву: використання у якості шихтових матеріалів первинних металів промислової

чистоти, приготування сплаву з постійним електромагнітним перемішуванням, вакуумне рафінування при залишковому тиску у вакуумній камері МГД-міксера 0,133 кПа, фільтрування приготовленого сплаву через поруватий керамічний фільтр. Берилій для захисту сплаву від окислення не використовували. Замість берилію в МГД-міксері створювали захисну атмосферу аргону над розплавом. Вміст легуючих елементів у приготовленому сплаві наведений у таблиці 1.

Таблиця 1 - Хімічний склад сплаву 1560

Вміст елементів, % мас.							
Mg	Mn	Ti	Cu	Zn	Fe	Si	Al
6,27	0,64	0,06	0,1	0,1	0,3	0,2	Основа

Для одержання виливків застосовували горизонтальну машину відцентрового лиття з регульованою швидкістю обертання виливниці. Рідкий метал заливали у нагріту до 400 ^{O}C виливницю і обертали її зі швидкістю 1100, 1500 та 2000 об/хв. Витрата розплаву при заливанні у виливницю не перевищувала ~ 2,5 кг/с. Відцентровим литтям одержували виливки зовнішній діаметр яких складав 156 мм, внутрішній – 100 мм, довжина – 630 мм. Також для порівняння одержували виливок литтям у кокіль.

Визначено, що товщина внутрішнього рихлого шару виливків становить: при 1100 об/хв – 8-10 мм, при 1500 об/хв – 5-6 мм, при 2000 об/хв – 3-4 мм. На початковій частині виливка, одержаного при швидкості обертання виливниці 1100 об/хв спостерігається розшарування металу. Виливки, які одержані при більш високих швидкостях виливниці таких дефектів не мають.

Зразки для механічних випробувань відбирали з початкової, середньої і кінцевої частин відцентрових виливків та з середньої частини кокільного виливка. Для з´ясування впливу термічної обробки на механічні властивості відцентрових виливків, частина зразків, одержаних при швидкості обертання виливниці 2000 об/хв, були відпалені 10 годин при 400°С, охолодження з піччю (табл. 2).

Видно, що зі збільшенням швидкості обертання виливниці при відцентровому литті відбувається поступове підвищення міцності та пластичності виливків зі сплаву 1560. Так, застосування низької (1100 об/хв) швидкості обертання виливниці дозволяє незначно збільшити відносне подовження порівняно з литтям у кокіль. Підвищення

швидкості обертання виливниці до 1500 об/хв підвищує механічні властивості порівняно з кокільним литтям: $\sigma_{0,2}$ – на ~ 13 %, σ_B – на ~ 16 %, δ - на ~ 75 %. При швидкості обертання виливниці 2000 об/хв показники властивостей значно зростають: $\sigma_{0,2}$ - ~ 24 %, σ_B – ~ 30 %, δ - більш ніж у 2,6 рази. Термічна обробка виливків дозволяє додатково збільшити показники міцності без зниження їх пластичності.

Таблиця 2 – Механічні властивості виливків зі сплаву 1560

Спосіб лиття		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %
Відцентрове	Швидкість обертання виливниці, об/хв			
	1100	95-99	186-191	6-9
	1500	109-113	227-236	8-11
	2000	121-124	257-261	16-17
	2000, т/о	132-134	269-271	15-16
В кокіль	-	98	199	6

За нормативно - технічною документацією вимоги до механічних властивостей різних типів деформованих напівфабрикатів зі сплаву 1560 знаходяться у межах: $\sigma_{0,2}$ – 133 – 157 МПа, σ_B – 270 – 315 МПа, δ - 14 – 16 %. Таким чином, технологія відцентрового лиття дозволяє одержувати виливки, близькі за властивостями до деформованих виробів зі сплаву 1560.

Список літератури

1. A. Narivskiy, O. Shinsky, I. Shalevska, Y. 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 / STRUCTURAL MATERIALS: MANUFACTURE, PROPERTIES, CONDITIONS OF USE. DOI: 10.15587/978-617-7319-97-8.ch2

UDC 621.742

A. T. Mamedov[1], N. Sh. Ismailov[2], A. I. Babaev[1], M. Ch. Guseynov[1], F.F. Jafarov[3]

1-Azerbaijan Technical University

2-Azerbaijan State Marine Academy

3-Azerbaijan University of Oil and Industry

ariff-1947@mail.ru[1], nizism@mail.ru[2], agil.babaev@aztu.edu.az[1], muxtar.huseynov@aztu.edu.az[1], jafarovfarid3@gmail.com

TECHNOLOGICAL ASPECTS OF FERROALLOY PRODUCTION USING LOCAL RESOURCES OF THE REPUBLIC OF AZERBAIJAN

Abstract: Technological aspects of ferroalloy production based on local resources are investigated. Current understanding of ferrosilicon production using local resources in the Republic of Azerbaijan is expanded.

A classification of processes based on technological production characteristics was conducted. An analysis of the physicochemical processes involved in ferroalloy production was conducted, and their thermodynamic parameters were determined.

A new charge composition, a method for forming briquettes from the charge, and a melting process for producing FeSi 45, FeSi 65, and FeSi 75 ferrosilicon using local raw materials are proposed. The proposed technology allows for energy savings in ferrosilicon production. The presented technical and technological developments provide the foundation for developing ferroalloy production in Azerbaijan using local resources.

Keywords: local resources, ferroalloy production, theoretical and technological aspects, physicochemical processes, oxidation-reduction reactions, thermodynamic parameters.

Introduction. The primary classification criterion for ferroalloys is the type of reducing agent used. The type of reducing agent determines the nature of the physicochemical processes occurring during ferroalloy production. Based on the type of reducing agent, ferroalloys are divided into carbothermic, silicothermic, and aluminothermic processes [1–3].

Based on the type of unit, ferroalloy processes are divided into electric furnace, metallothermic, blast furnace, and special electrolytic methods. Based on technological characteristics, ferroalloy processes are divided into continuous and intermittent. The electric furnace method is based on the use of an electric arc furnace. The melting process occurs due to the heat generated by the electric arc as current passes through gas phases and charge materials with relatively high electrical resistance [4–6].

The metallothermic method is based on the use of heat generated by the reduction reaction of aluminum and silicon oxides. These processes can be carried out without the need for electrical

power. However, in recent years, the main technologies have incorporated the use of electric arc furnaces to intensify melting processes, reduce the use of expensive reducing agents, and pre-melt the charge materials to release the desired elements from the charge [7–9].

The blast furnace process produces ferroalloys containing silicon, manganese, and chromium. However, this method requires high-quality coke consumption, and the resulting alloys have extremely high carbon content. It has been determined that for high-carbon ferromanganese alloys produced in a blast furnace, coke consumption per ton of alloy is 1,700–1,800 kg. When smelting this alloy in an electric furnace, coke consumption does not exceed 450–500 kg/ton.

The electrolytic method is based on electrolysis in aqueous solutions or molten salts and is used to produce pure metals. This method is associated with high energy consumption and requires the use of highly pure starting materials [10–12]. Specialized methods involve producing alloys in vacuum resistance furnaces, induction furnaces, and converters. These methods produce ferroalloys and pure metals with very low contents of carbon, oxygen, hydrogen, and non-metallic compounds, as well as nitrided alloys.

The essence of ferroalloy production using various methods. When classifying ferroalloy processes by technological characteristics, a distinction is made between continuous and batch processes, slag-free and slag-based processes, and flux-based and flux-free processes. Continuous ferroalloy production processes are carried out in stationary arc-thermal furnaces. Furnaces can be single-phase (one or two electrodes) or three-phase (three or three copper electrodes). Furnaces are powered by alternating current at industrial frequency (50 Hz) and generally have round baths. Their electrical power ranges from 16.5 to 100 MW·A. Coke is used as a reducing agent.

Batch processes are carried out using a specific quantity of charge materials per melt. The charge loaded into the furnace is completely melted by reducing the oxides of the leading elements. Melting is carried out in electric arc furnaces (5–8 MW·A) using a silicothermic or aluminothermic process.

Slag-free ferroalloy processes include smelting processes with a low slag content (3÷ 5% of the metal mass). For example, crystalline silicon, ferrosilicon, and ferrosilicon-chrome are smelted using this method. Slag-free ferroalloy processes are characterized by the formation of a significant amount of slag. The amount of slag is 1.2–3.5 times greater than the mass of metal (when smelting ferrochrome and metallic manganese using the silicothermic method). Electric furnace smelting can also be performed using a flux-free method. This reduces energy consumption and increases furnace productivity, but reduces the reducing capacity of the leading element. A significant portion of the leading element's oxide accumulates in the slag, and this slag is reused in smelting ferroalloys. The choice of a particular smelting technology in ferroalloy production is determined by the quality requirements for the resulting ferroalloy, the technical and economic aspects of smelting, and the potential for increasing furnace productivity.

In ferroalloy production, the quality of the raw materials is a crucial factor. For example, ferrosilicon production uses technical-grade silicon, containing 96-99% Si, or crystalline silicon. This

high-quality raw material is obtained in AC electric arc furnaces by reducing quartz or quartzite (44%), and the resulting crystalline silicon is used for the chemical industry. Currently, crystalline silicon production is increasing by 6-10% annually. Almost half of the silicon produced is used as Al-Si casting alloy (silumins) in the mechanical engineering industry.

The quality of quartzite has a significant impact on the composition and properties of the resulting ferroalloys. The low SiO_2 content and high impurity content of quartzite limits the production of crystalline silicon and ferrosilicon. Therefore, the suitability of quartzite must be confirmed by industrial testing of its electrometallurgical properties.

Strict requirements are also placed on the quality of carbon reducing agents. For example, in the production of ferroalloys, carbon reducing agents must generally meet the following requirements: the quality of the solid carbon must be minimal, including volatile elements, moisture, and sulfur; the chemical composition and amount of iron must be known; the inherent electrical resistance must be low; porosity must be minimal; the physical and mechanical properties (granulometric composition, strength characteristics) must be satisfactory; and the reducing capacity must be high.

The above parameters significantly impact product quality under real-world ferroalloy production conditions. When smelting ferroalloys using the carbothermic process, one of the critical properties of the charge is its electrical resistance. This parameter depends on the amount and particle size distribution of coke, quartzite, and other charge components. In practice, an optimal charge particle size distribution ensures efficient furnace operation.

Depending on the impurity content, high-purity crystalline silicon can be produced using a two-stage process. In the first stage, industrial-grade silicon carbide is produced in an electric arc furnace. In the second stage, a mixture of this carbide and quartzite is converted into crystalline silicon using a continuous process in an electric arc furnace. However, this two-stage process has not found widespread industrial application.

Development of a single-stage process flow diagram for producing ferrosilicon using local resources. Local quartz sand was used as the batch material, and petroleum coke was used as the reducing agent. For the production of ferroalloys of various compositions, such as FeSi 45, FeSi 65, and FeSi 75, we developed new batch compositions, a method for producing briquettes from them, and a method for smelting the ferroalloys. The batch composition included quartz sand with a particle size of 400–630 μm, petroleum coke waste with a pre-grain size of 200–315 μm, and liquid glass.

The number of components is the subject of a patent, so we are not disclosing them at this time. The mixture, consisting of the specified components, was mixed in an HQ-300 mixer for 20-40 minutes and then transferred in predetermined doses to a BHM-22 molding machine.

The purpose of molding is to produce special briquettes from the specified charge composition. The briquetting speed is 8–12 m/min. After molding, the briquettes are transported to a BTQS rotating tubular drying furnace and dried at a temperature of 150–200°C. Subsequently, the

ferrosilicon smelting process takes place in an FBEQ-3.5 reduction electric arc furnace at a temperature of 1850°C.

Examples: to produce FeSi 45 ferrosilicon, a batch composition is used, the composition of which is the subject of a patent. The batch components are weighed on a technical scale, then mixed in an HQ-300 mixer for 20-40 minutes. The resulting mixture is then formed into briquettes on a BHM-22 machine at a speed of 8-12 m/min. After molding, briquettes measuring 45 x 38 x 25 mm are obtained. The briquettes are then dried in a tubular rotary kiln at 150-200°C. To smelt 1000 kg of FeSi 45 ferrosilicon, 2700 kg of briquettes and 550 kg of steel turnings are used.

The melting process is carried out in a 2.0-ton FBEQ-3.5 furnace at a temperature of 1850°C. When melting the charge using the new technology, energy consumption was 7,200 kWh, while using the existing technology, it would have been 9,500 kWh. Thus, compared to the existing technology, energy savings of 25% are achieved, and slag yield is reduced by 10-12%. The resulting FeSi 45 contains 45% iron.

To produce FeSi 65 ferrosilicon, a charge of the appropriate composition is used. Briquettes are produced similarly. In the subsequent step, 3,000 kg of briquettes and 350 kg of steel shavings are used to obtain FeSi 65 ferrosilicon. The charge is melted similarly, resulting in energy consumption of 7,200 kWh, a savings of up to 25% compared to existing technology. Slag yield is reduced by 12–15%. The iron content of the resulting FeSi 65 is approximately 35%.

FeSi 75 ferrosilicon is produced similarly. To produce 1,000 kg of FeSi 75 ferrosilicon, 3,300 kg of briquettes and 250 kg of steel turnings are used. The melting process is similar. Energy consumption is 7,150 kWh, representing a savings of up to 25% compared to existing technology, and slag yield is reduced to 12–15%. This alloy contains 25% iron.

Thus, using local resources and the developed ferroalloy production technology results in energy savings of 25% and a reduction in slag yield of 12–15%. These figures confirm the innovative composition of the charge and the method for producing briquettes from it, as well as the technical and economic efficiency of producing various grades of ferrosilicon from local resources.

Conclusions:

1. Modern concepts of ferrosilicon production processes have been clarified and expanded. Ferroalloy production processes have been classified according to technological characteristics. The physicochemical processes of ferroalloy production are described, their oxidation-reduction reactions are analyzed, and their thermodynamic parameters are determined.

2. Specific examples are provided to demonstrate the composition of the charge, the production of briquettes from them, and the process parameters for melting ferrosilicon grades FeSi 45, FeSi 65, and FeSi 75. Compared to existing technology, energy savings of 25% and a reduction in slag yield of 10–15% were achieved.

3. These indicators confirmed the novelty of the charge composition, the method for producing briquettes from it, and the technical and economic efficiency of ferrosilicon production.

The presented technical and technological developments create the preconditions for the development of ferroalloy production using local resources in the Republic of Azerbaijan.

Funding

This work was supported by the Azerbaijan Science Foundation ***Grant AEF-MCG-2023-1(43)-13/01-M-01.***

References

1. A.T. Mammadov, V. A. Mammadov, A.A. Jafarova, F. F. Jafarov, F. F. Jafarli. Computer Simulation of Formation of the Structure of Iron–Copper Powder Composites. Journal “Russian Engineering Research.2025, Vol.45, No 3, pp.345-361. doi: 10.3103/S1068798X25700340,https://www.scopus.com/pages/publications/105006433651?origin=resultslist#

2. 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. 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".-508pages.P.181-183.
https://ptima.nas.gov.ua/images/stories/Conf/conf2025/Conference_proceeding_Foundry_2025.pdf.

3. Mamedov A.T., Ismailov N.Sh., Babaev A.I., Guseinov M.Ch. The role of the metallurgical complex in the development of the country's industry. Proceedings of the XX International Scientific and Technical Conference "Problems of Water Transport". May 1-2, 2025. pp. 25-28.https://www.researchgate.net/publication/393435223

4. Mamedov A.T., Madzhnunov E.E. Justification of the selection of antifriction material for bimetallic friction pairs. Scientific works of the Azerbaijan State Maritime Academy, No. 1, 2025, pp. 77-81.https://www.researchgate.net/publication/393435041.

5. Mamedov A.T., Ismailov N.Sh., Babayev A.I., Huseynov M.Ch. Theory and Technological Replacement of Alloy Steel Production Processes Based on Local Resources// Scientific works of the Azerbaijan State Maritime Academy, No. 2, 2025, pp. 54-6. https://adda.edu.az/az/content/35. https://www.researchgate.net/publication/400289228.

6. A.T. Mammadov, S.N. Namazov, A.I. Babayev, M. Gh. Guseynov, F. T. Quliyev. Defection of metallurgical defects of pipe blanks made of 32G2 steel for oil fields. *SOCAR Proceedings* №4, 2025, p. 80 – 84.

7. Mamedov A.T., Jafarova A.A., Orujev F.S. Materials Science and Technology of Materials. Textbook, Baku, AGMA Printing House, 2025, 442 p.

8. A. T. Mamedov, A. A. Jafarova, S. M. Rustamova. Development and implementation of the technology of thermal strengthening of coupling blanks of drill and casing pipes for oil production made of 32G2 steel//Chernye Metally, 2025, No. 9, pp. 37-43. DOI:10.17580/chm.2025.09.06.https://www.scopus.com/pages/publications/105021325155?origin=resultslist

9. Mamedov A. T., Rustamova S. M. Features of consolidation of powder mixture in a cold state. Bulletin of Mechanical Engineering, 2025, pp. 80–84.

10. A.T. Mamedov, N. Sh. Ismailov, A. I. Babayev, M. Ch. Huseynov, I.A. Aliyev. Assessment of resource capacity for sustainable industrial development in Azerbaijan. Risk-2025 International Conference, ASOIU, October 2025.

11. A. T. Mammadov, N. Sh. Ismailov, A. I. Babayev, M. Ch. Hüseynov, A. A. Jafarova. Influence of Metallurgical Defects on Cracking of Oil and Gas Pipelines. *SOCAR Proceedings* No.1 (2026) 099-105. https://www.scopus.com/pages/publications/105034842160?origin=resultslist

12. Arif Mammadov, Ramin Kerimov, Faiq Guliyev, Afet Jafarova. Development of technology for producing a bimetallic roll for rolling construction rebars. (2026), "EUREKA: Physics and Engineering", Number 3, pp.66 – 74. https://doi.org/10.21303/2461-4262.2026.004206, https://journal.eu-jr.eu/engineering/article/view/4206

Contents

of the Proceeding of XV INTERNATIONAL SCIENTIFIC AND PRACTICAL CONFERENCE «METALLURGY-2026»

Tarasiuk L.I., Kargin S.B. STUDY OF THE QUALITATIVE COMPOSITION OF NON-METALLIC INCLUSIONS IN YTTRIUM-MODIFIED METAL…… 320

Ukhin V.Ye., Smirnov O.M., Semenko A. Yu. EVOLUTION OF THE SOLID-LIQUID INTERFACE IN ROTARY CONTINUOUS CASTING OF COPPER…… 324

Ukhin V.Ye., Smirnov O.M., Semenko A. Yu. EFFECT OF SEN DESIGN ON SOLIDIFICATION IN CONTINUOUS CASTING OF COPPER SLABS……..327

Adzhamskyi S.V., Kononenko G.A., Podolskyi R.V. INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS ON THE WIDTH OF THE MELT POOL DURING LPBF PROCESSING OF INCONEL 718 ALLOY…… 331

Adzhamskyi S.V., Podolskyi R.V., Kononenko G.A., Podolska O.A. NICKEL SUPERALLOYS UNDER LPBF CONDITIONS: PROBLEMS AND NEW APPROACHES (REVIEW)…… 335

Arzhantsev E.O., Solodkiy S.O., Mameshyn V.S., Niziaiev K.H., Zhuravlova S.V. ANALYSIS OF THE MECHANISM OF CONTACT OF WAVES WITH A VERTICAL WALL……..338

Babachenko O.I., Podolskyi R.V., Kononenko G.A., Podolska O.A. FEATURES OF WEAR AND FATIGUE FAILURE OF RAILWAY WHEELS IN OPERATING CONDITIONS…… 342

Bochka V.V., Yagolnyk M.V., Dvoeglazova A.V., Shmat K.V., Podushko K.A. ASSESSMENT OF THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL FACTORS ON THE PROPERTIES OF FERROFLUX…… 346

Bochka V.V., Yagolnyk M.V., Oleksienko M.M., Shmat K.V. ANALYSIS OF THE CHARACTERISTICS OF THE CHARGE MOVEMENT IN A TRAY-TYPE BZP…….. 350

Bochka V.V., Yagolnyk M.V., Sova A.V., Oleksienko M.M., Shmat K.V. ANALYSIS OF THE POSSIBILITY OF FORMING AN AGGLOMERATE OF A GIVEN COMPOSITION AND PROPERTIES…….. 353

Voloshko S.M., Burmak A.P., Vladimirsky I.A., Voron M.M., Shvab S.L. COMPARISON OF THE STRUCTURAL AND PHASE STATE OF THE TI - 6AL - 4V ALLOY OBTAINED BY ADDITIVE AND METALLURGICAL METHODS AFTER HEAT TREATMENT…….. 356

Galushkin M.O., Synehin Ye.V. DECARBONIZATION OF FERROUS METALLURGY: THE ROLE OF HYBRID STEELMAKING TECHNOLOGIES AND SECONDARY RAW MATERIALS……360

Gorupakha V.V., Semenov Yu.S., Pinchuk D.V., Bolotov M.B. CLASSIFICATION AND SIGNS OF BURNING OF AIR LANCES IN BLAST FURNACES AND MEASURES TO PREVENT THEIR BURNING…… 363

Gres L.P., Gupalo O.V., Eryomin O.O., Karakash E.O., Radchenko Y.M. STUDY OF THE INFLUENCE OF SULFUR OXIDES CONTAINED IN THE COMBUSTION PRODUCTS OF BLAST FURNACE GAS ON THE STABILITY OF METAL HEAT EXCHANGERS OF BLAST FURNACE AIR HEATERS…… 367

Hryshyn O.M., Nadtochiy A.A., Zhadan O.O. THE INFLUENCE OF CATALYTIC ADDITIVES ON THE OXIDATION OF REDUCTION PRODUCTS…… 371

Hryshyn O.M., Nadtochiy A.A., Bezshkurenko A.G., Kurylo V.V. INTENSIFICATION OF THE RECOVERY OF MAGNETITE CONCENTRATE IN A FLUIDIZED STATE BY EXTERNAL ENERGY INFLUENCES…… 374

Grishin O.M., Nadtochiy A.A., Komar A.S., Myroshnychenko E.Yu. SOLID-PHASE DIFFUSION PROCESSES ON THE SURFACE OF SEMICONDUCTORS…….. 377

Dan L.O., Zaichenko S. V. DEVELOPMENT OF THE THEORY OF HEREDITY OF CAST STRUCTURE IN THE WORKS OF O.M. SKREBTSOV…… 381

Derevyanko I.V., Zhadanos O.V., Nadtochy A.A. THERMODYNAMIC PREREQUISITES FOR THE USE OF UREA FOR THE SYNTHESIS OF BORON NITRIDE…….. 383

Yeskov D.V., Sigaryov E.M., Kryachko G.Yu., Pokhvalityy A.A., Kashcheyev M.A. MODELING OF HYDRO-GAS DYNAMICS IN A BUCKET TANK WITH A ROTATING SUBMERSIBLE LANCE…… 387

Zhuravlova S.V., Boiko M.M., Zhuravlova I.V., Dutniy R.B., Podushko K.A. IMPROVEMENT OF THE TECHNOLOGY OF NON-FURNACE STEEL PROCESSING BY USING ALUMINUM-CONTAINING WASTE……390

Zhuravlova S.V., Tanchev O.A., Zhuravlova I.V., Boiko M.M. INCREASING THE EFFICIENCY OF OUT-OF-FURNACE PROCESSING OF LOW-SULFUR STEELS TO ENSURE HIGH METAL QUALITY…… 392

Kamkina L.V., Mishalkin A.P., Myanovska Ya.V., Avtonomov D.V., Velichko K.O. APPLICATION OF HYDROGEN AS AN ENERGY CARRIER AND ALTERNATIVE FUEL. THREE COLORS OF HYDROGEN…… 394

Kislyakov V.G., Togobytska D.M., Rudenko O.L., Petrusha V.P., Likhachev Y.M. DEVELOPMENT OF THE EXPERT INFORMATION SYSTEM "OUT-OF-FURNACE PROCESSING OF CAST IRON" BY INDICATORS OF COMPLEX PROCESSING OF CAST IRON…… 398

Kolbin M.O., Ignatiev V.S., Holovachev A.M., Yaroshenko Ya.O. APPLICATION OF HYDROGEN IN THE PRODUCTION OF ANODE COPPER: THERMODYNAMICS, KINETICS, PROSPECTS…… 401

Kotlyarov E.I., Shulga I.V., Salashenko T.I. ENVIRONMENTAL ASSESSMENT OF IRON PRODUCTION USING VARIOUS REDUCING AGENTS IN MODERN CONDITIONS OF UKRAINE…… 405

Kryachko G.Yu., Sigaryov E.M., Kholodnyi S.A. THE INFLUENCE OF BLAST FURNACE MELTING INTENSITY ON THE FORMATION OF THE CHARGE COLUMN STRUCTURE…… 409

Lutsenko V.A., Borisenko A.Yu., Golubenko T.M., Lutsenko O.V. THE INFLUENCE OF PROCESSING TEMPERATURE ON THE CHARACTERISTICS OF HIGH-CARBON STEEL WIRE…… 411

Mazur V.V. SCIENTIFIC AND TECHNOLOGICAL FOUNDATIONS OF THE DEVELOPMENT OF THE THERMAL INSULATION SECTOR IN THE INDUSTRY OF UKRAINE…… 415

Mazur V.L., Nogovitsyn O.V., Prykhodko I.Yu., Tymoshenko V.I. DEVELOPMENT OF FUNDAMENTAL PRINCIPLES OF ROLLING THEORY…… 416

Manachyn IO, Kislyakov V.G., Rybalchenko M.O., Rudenko O.L., Pochitaev S.O. DEVELOPMENT OF MODELS OF THE PROCESS OF INTERACTION OF MAGNESIUM WITH SULFUR IN CAST IRON DURING OFF-FURNACE LADLE REFINING……419

Marko A.F., Zhuravlova S.V., Batura E.V., Mameshyn V.S. OBTAINING AND PREPARING BIOMATERIALS AS ALTERNATIVE STEEL CARBURIZERS…… 421

Mishalkin A.P., Kamkin V.Yu. PHYSICO-CHEMICAL, TECHNOLOGICAL ASPECTS OF FOAMING UNDER BOF AND EAF CONDITIONS……423

Mishalkin A.P., Kamkina L.V. INFLUENCE OF SILICON POTENTIAL OF CAST IRON ON ENERGY STATE AND PHYSICOCHEMICAL FEATURES OF BLAST FURNACE AND OXYGEN-CONVERTER PROCESSES…… 427

Mishalkin A.P., Petrenko O.V. INTEGRATION OF COMPLIANCE FUNCTIONALITY INTO THE MANAGEMENT OF METALLURGICAL PRODUCTION TOWARDS ITS DECARBONIZATION…… 431

Nedogarsky B.R. POSSIBILITIES OF INTENSIFICATION OF HEAT TREATMENT OF THE UPPER PART OF THE SINTERING LAYER…… 435

Panteykov S.P. THERMODYNAMIC ANALYSIS OF MANGANESE CARBURIZATION TO MN_3C DURING REDUCTION FROM MANGANESE MONOXIDE WITH CO GAS…… 438

Panteykov S.P. THERMODYNAMIC ANALYSIS OF THE PROCESSES OF MANGANESE REDUCTION FROM MANGANESE MONOXIDE WITH SOLID CARBON……442

Panteykov S.P. THERMODYNAMIC ANALYSIS OF THE PROCESSES OF CARBURIZATION OF REDUCED MANGANESE TO MN_3C BY SOLID CARBON……..447

Panteykov S.P. THERMODYNAMIC ANALYSIS OF THE PROCESSES OF MANGANESE CARBURIZATION TO MN3C DURING REDUCTION WITH MNO SOLID CARBON…….. 451

Radchenko Y.M., Gupalo O.V., Volkova N.O. GREENHOUSE GAS GENERATION DURING STEEL PRODUCTION IN CONVERTERS OF PRJSC "DMZ"……456

Razdobreev V.G., Klyuchnikov K.Yu., Ivanov O.P., Palamar D.G., Leshchenko O.I. ON THE ISSUE OF THE OCCURRENCE OF RESIDUAL STRESSES IN THE PROCESS OF ALTERNATING DEFORMATION OF A STRIP-TYPE PROFILE WHEN IT IS PULLED THROUGH A ROLLER BENDING -STRETCHING DEVICE…….. 458

Ruban V.O. ANALYSIS OF DESTRUCTION FACTORS AND THERMAL STATE OF GRAPHITIZED ELECTRODES ON UCP……462

Ruban V.O. ENERGY AND TECHNOLOGICAL EFFICIENCY OF USING GRAPHITIZED HOLLOW ELECTRODES…….. 464

Ruban V.O. ENERGY AND GAS-DYNAMIC PARAMETERS OF THE SLAG REGIME……466

Ruban V.O. METALLURGICAL AND CHEMICAL ASPECTS OF SLAG FORMATION……468

Synehin Ye.V., Ruban V.O., Niziaiev K.H., Stoyanov O.M., Zhuravlova S.V., Zhuravlova I.V. PHYSICAL MODELING OF THE MECHANISMS OF FORMATION OF AXIAL POROSITY OF A CONTINUOUSLY CAST BILLET USING THERMAL SIMILARITY CRITERIA……..470

Sigaryov E.M., Pokhvalityy A.A., Kondrashenkov D.S., Sokol B.V., Chernyavsky M.R. COMPARATIVE ASSESSMENT OF THE EFFICIENCY OF SCRAP HEATING IN A CONVERTER WHEN USING LUMP AND PULVERIZED COAL FUEL……474

Sigaryov E.M., Rudenko M.R., Kondrashenkov D.S., Chubina E.A. VELOCITY DISTRIBUTION ACROSS THE CROSS SECTION OF A TWO-PHASE FLOW IN THE TIP OF A SUBMERSIBLE LANCE…….. 477

Solodkiy S.O., Arzhantsev E.O., Mameshyn V.S., Zhuravlova S.V. THE INFLUENCE OF PRELIMINARY REFINING OF CAST IRON ON THE ENERGY INTENSITY OF STEEL……. 481

Spichak O.Yu., Kukhar V.V. IMPROVEMENT OF THE DESIGN OF AN INDUSTRIAL SYSTEM FOR CLEANING ROLLING EMULSION AND ANNEALING FURNACES IN ORDER TO IMPROVE THE SURFACE QUALITY OF COLD ROLLED PRODUCTS……. 485

Stepanenko D.O., Povorotnya I.R., Togobytska D.M., Grekov S.V., Shevchenko V.M. PREDICTION OF THE RELATIVE THERMODYNAMIC STABILITY OF PHOSPHORUS COMPOUNDS IN THE FE–P SYSTEM BASED ON THE CONCEPT OF DIRECTED CHEMICAL BONDING…….. 487

Stepanenko D.O., Belkova A.I., Togobytska D.M., Bocharov A.V. MODELING THE VISCOSITY OF PHOSPHORUS-CONTAINING SLAG SYSTEMS CAO-SiO_2-AL_2O_3-MGO-MNO-P_2O_5 BASED ON CLUSTER ANALYSIS OF INTEGRAL PARAMETERS OF INTERATOMIC INTERACTION……. 491

Stoyanov O.M., Niziaiev K.H., Terepenchuk D.I., Ruban V.O., Sinelnikov V.O. THERMAL ASPECTS OF SCRAP METAL HEATING IN A CONVERTER AND ASSESSMENT OF ENERGY REGIMES…….. 494

Stoyanov O.M., Niziaiev K.H., Terepenchuk D.I., Ruban V.O., Zairov Zh.G. THE INFLUENCE OF CARBON CONCENTRATION AND TEMPERATURE ON THE CARBURIZING RATE OF LIQUID METAL……. 497

Tarasyuk L.I., Kargin S.B. HYDROGEN ENERGY - PROBLEMS AND POSSIBLE CONSEQUENCES…….. 501

Terekhov D.A., Stoyanov O.M., Ekongo M. ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF OPERATIONAL FACTORS ON THE EROSION RATE OF THE MBLZ LADLE LINER…….. 505

Terekhov D.A., Stoyanov O.M., Korobeinikova T. ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF THERMAL FACTORS ON THE EROSION RATE OF THE TUNDISH LADLE LINING……. 507

Terekhov D.A., Stoyanov O.M. NUMERICAL MODELING OF HYDRODYNAMIC CHARACTERISTICS IN AN INTERMEDIATE BUCKET…… 510

Terekhov D.A., Stoyanov O.M. MODELING OF EROSION OF SHOTCRETE LAYER OF INTERMEDIATE LADLE OF MBLZ BASED ON HYDRODYNAMIC AND THERMAL PARAMETERS OF STEEL FLOW…… 514

Trykozenko D.I., Pedchenko E.O. STUDY OF THE INFLUENCE OF THE COMPOSITION OF SLAG COMPOSITIONS DURING ELECTROSLAG REMELTING OF AISI 304 STAINLESS STEEL ON THE METALLURGICAL QUALITY OF THE OBTAINED INGOTS…… 517

Khudyakov O.Yu., Semenov Yu.S., Vashchenko S.V., Gorupakha V.V., Bayul K.V., Boiko M.M., Polyakova N.V. HARMFUL EFFECT OF ZINC IN THE COMPOSITION OF THE CHARGE ON THE OPERATION OF BLAST FURNACES AND SYSTEMATIZATION OF IDEAS REGARDING MEASURES TO COMBAT IT…….. 520

Chubina O.A., Pokhvalityy A.A., Serdyuk E.O. EFFICIENCY OF USING TWO-TIER LANCES IN THE OXYGEN CONVERTER PROCESS…… 522

Shulga I.V., Kotlyarov E.I. IMPROVING ENVIRONMENTAL CHARACTERISTICS AND REDUCING THE CARBON FOOTPRINT OF METALLURGICAL PRODUCTION THROUGH COKE-FREE IRON REDUCTION…… 526

Yagolnyk M.V., Bochka V.V., Shmat K.V., Remeslo O.O., Kruglov A.M. RESEARCH INTO THE KINETIC REGULARITIES OF PELLET DRYING…… 530

A. V. Narivskyi, S. L. Polyvoda, M. M. Voron, O. A. Davydenko, O. V. Siry, O. M. Gordynia. INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL FACTORS OF CENTRIFUGAL CASTING ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE ALLOY OF THE Al - Mg SYSTEM…. 535

A. T. Mamedov, N. Sh. Ismailov, A. I. Babaev, M. Ch. Guseynov, F.F. Jafarov. TECHNOLOGICAL ASPECTS OF FERROALLOY PRODUCTION USING LOCAL RESOURCES OF THE REPUBLIC OF AZERBAIJAN…… 538

Наукове видання

ЛИТВО. МЕТАЛУРГІЯ. 2026

Матеріали XXII МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
ЛИТВО 2026

Матеріали XV МІЖНАРОДНОЇ
НАУКОВО-ПРАКТИЧНОЇ КОНФЕРЕНЦІЇ
МЕТАЛУРГІЯ 2026

Редактори: Т.В. Берлізєва, С.В. Гнилоскуренко, Стоянов А.М.

Випуск підготовлено до друку

Національний технічний університет
«Харківський політехничний інститут»